

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор
Б. Е. Патон

Ученые ИЭС им. Е. О. Патона
д.т.н. С. И. Кучук-Яценко (зам. гл. ред.),
д.т.н. В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),
д.т.н. Ю. С. Борисов,
д.т.н. Г. М. Григоренко,
к.ф.-м.н. А. Т. Зельниченко,
д.т.н. В. В. Кныш,
д.т.н. И. В. Кривцун, д.т.н. Ю. Н. Ланкин,
д.т.н. Л. М. Лобанов,
д.т.н. В. Д. Позняков,
д.т.н. И. А. Рябцев, д.т.н. К. А. Ющенко
Т. В. Юштина (отв. секр.)

Ученые университетов Украины
д.т.н. В. В. Дмитрик, НТУ «ХПИ», Харьков,
д.т.н. В. В. Квасницкий,
НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского», Киев,
к.т.н. Е. П. Чвертко,
НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского», Киев,
д.т.н. М. М. Студент, Физ.-механ. ин-т
им. Г. В. Карпенко НАНУ, Львов

Зарубежные ученые
д.т.н. Н. П. Алешин
МГТУ им. Н. Э. Баумана, Москва, РФ
д.т.н. Гуань Цяо
Ин-т авиационных технологий, Пекин, Китай
д.х.н. М. Зиниград
Ун-т Ариэля, Израиль
д.т.н. В. И. Лысак
Волгоградский гос. техн. ун-т, РФ
д-р инж. У. Райсген
Ин-т сварки и соединений, Аахен, Германия
д.т.н. Я. Пилярчик
Ин-т сварки, Гливице, Польша
д.т.н. Г. А. Турчин
С.-Петербургский гос. политехн. ун-т, РФ

Адрес редакции
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ
03150, Украина, Киев-150,
ул. Казимира Малевича, 11
Тел.: (38044) 200 6302, 200 8277
Факс: (38044) 200 5484, 200 8277
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

Учредители
Национальная академия наук Украины,
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ,
МА «Сварка» (издатель)

Свидетельство о государственной
регистрации КВ 4788 от 09.01.2001
ISSN 0005-111X
DOI: <http://dx.doi.org/10.15407/as>

Рекомендовано к печати
редакционной коллегией журнала

Журнал входит в перечень утвержденных
Министерством образования и науки
Украины изданий для публикации трудов
соискателей ученых степеней

За содержание рекламных материалов
редакция журнала ответственности не несет

Цена договорная
Подписной индекс 70031

Издается ежемесячно

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Кучук-Яценко С. И., Зяхор И. В., Наконечный А. А., Завертанный М. С., Капитанчук Л. Н. Контактная стыковая сварка сопротивлением алюминиды титана γ -TiAl со сплавом ВТ5 3

Позняков В. Д., Завдовеев А. В., Гайваронский А. А., Денисенко А. М., Максименко А. А. Влияние режимов импульсно-дуговой сварки на параметры металла шва и ЗТВ сварных соединений, выполненных проволокой Св-08Х20Н9Г7Т 9

Покляцкий А. Г., Головатюк Ю. В., Лабур Т. М., Остах О. П., Мотрунич С. И. Показатели конструкционной прочности сварных соединений сплава Д16Т, полученных сваркой трением с перемешиванием 17

Борисов Ю. С., Кислица А. Н., Войнарович С. Г., Кузьмич-Янчук Е. К., Калюжный С. Н. Исследование электрических и энергетических характеристик плазмотрона при микроплазменном напылении проволочными материалами 23

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Ющенко К. А., Лычко И. И., Козулин С. М., Фомакин А. А., Несена И. С. Применение электрошлаковой сварки в строительстве 29

Перемитько В. В., Сухомлин В. И., Косинская О. Л., Панфилов А. И. Влияние легирующей шихты и внешнего магнитного поля на структуру и свойства наплавленного металла 35

Соловьев В. Г., Кусков Ю. М. Управление процессом проплавления основного металла при торцевой электрошлаковой наплавке в токоподводящем кристаллизаторе 41

Чейлях Я. А., Чейлях А. П. Моделирование фазово-структурного состояния и управление свойствами металла системы легирования Fe-Cr-Mn, наплавленного на низкоуглеродистую конструкционную сталь 48

ХРОНИКА

Наши поздравления 56

Посещение центра сварки проекта «ХОЯТ-2» в Чернобыле 56

Информация

Односторонняя сварка стали и алюминия с помощью процесса Fronius CMT 61

Календарь сентября 63

Автоматичне Зварювання

Avtomaticheskaya Svarka (Automatic Welding)

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

Published 12 times per year since 1948

Головний редактор **Б. Є. Патон**

Editor-in-Chief **B. E. Paton**

ЗМІСТ

CONTENTS

НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

- Кучук-Яценко С. І., Зяхор І. В., Наконечний А. О., Завертанний М. С., Капітанчук Л. М.* Контактне стикове зварювання опором алюмініду титану γ -TiAl зі сплавом ВТ5 3
- Позняков В. Д., Завдовєєв А. В., Гайваронський О. А., Денисенко А. М., Максименко А. А.* Вплив режимів імпульсно-дугового зварювання на параметри металу шва та ЗТВ зварних з'єднань, виконаних дротом Sv-08X20N9G7T 9
- Покляцький А. Г., Головатюк Ю. В., Лабур Т. М., Осташ О. П., Мотруніч С. І.* Показники конструкційної міцності зварних з'єднань сплаву Д16Т, отриманих зварюванням тертям з перемішуванням 17
- Борисов Ю. С., Кислиця О. М., Войнарович С. Г., Кузьмич-Янчук Є. К., Калюжний С. М.* Дослідження електричних та енергетичних характеристик плазматрона при мікроплазмовому напиленні дротовими матеріалами 23

- Kuchuk-Yatsenko S.I., Zyakhor I.V., Nakonechny A.O., Zavertanny M.S., Kapitanchuk L.M.* Resistance butt welding of titanium aluminide γ -TiAl with VT5 alloy 3
- Poznyakov V.D., Zavdoveev A.V., Gayvoronskii A.A., Denisenko A.M., Maksymenko A.A.* Effect of the modes of pulsed-arc welding on the parameters of weld and HAZ metal of welded joints made with Sv-08Kh20N9G7T wire 9
- Poklyatskii A.G., Golovatuk Yu.V., Labur T.M., Ostash O.P., Motrunich S.I.* Characteristics of structural strength of d16t alloy welded joints, produced by friction stir welding 17
- Borisov Yu.S., Kislitsa A.N., Voynarovich S.G., Kuzmich-Yanchuk E.K., Kalyuzhny S.N.* Investigation of electric and energy characteristics of the plasmatron in microplasma spraying with wire materials 23

ВИРОБНИЧИЙ РОЗДІЛ

INDUSTRIAL

- Ющенко К. А., Личко І. І., Козулін С. М., Фомакін О. А., Несена І. С.* Застосування електрошлакового зварювання в будівництві 29
- Перемитько В. В., Сухомлин В. І., Косинська О. Л., Панфілов А. І.* Вплив легуючої шихти та зовнішнього магнітного поля на структуру та властивості наплавленого металу 35
- Соловйов В. Г., Кусков Ю. М.* Керування процесом проплавлення основного металу при торцевому електрошлаковому наплавленні у струмопідвідному кристалізаторі 41
- Чейлях Я. О., Чейлях О. П.* Моделювання фазово-структурного стану та керування властивостями металу системи легування Fe-Cr-Mn, наплавленого на низьковуглецеву конструкційну сталь 48

- Yushchenko K.A., Lychko I.I., Kozulin S.M., Fomakin A.A., Nesena I.S.* Application of electroslag welding in construction 29
- Peremitko V.V., Sukhomlin V.I., Kosinskaya O.L., Panfilov A.I.* Effect of alloying charge and external magnetic field on structure and properties of deposited metal 35
- Solovyev V.G., Kuskov Yu.M.* Control of the process of base metal penetration at end face electroslag surfacing in current-supplying mould 41
- Cheylyakh Ya.A., Cheylyakh A.P.* Modeling the phase-structural state and controlling the properties of metal of Fe-Cr-Mn alloying system, deposited on low-carbon structural steel 48

ХРОНІКА

NEWS

- Наші вітання 56
- Відвідування центру зварювання проекту «СВЯП-2» у Чорнобилі 56

- Our congratulations 56
- Visit to welding center of ISF-2 Project in Chernobyl 56

ІНФОРМАЦІЯ

INFORMATIONS

- Однобічне зварювання сталі з алюмінієм за допомогою процесу Fronius CMT 61
- Календар вересня 63

- Welding steel and aluminium from one side using Fronius CMT process 61
- September calendar 63

Журнал «Автоматичне зварювання» видається англійською мовою під назвою «The Paton Welding Journal»

«Avtomaticheskaya Svarka» (Automatic Welding) journal is republished in English under the title «The Paton Welding Journal»

Адреса редакції

Address

03150, Україна, м. Київ-150, вул.Казимира Малевича, 11
ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України
Тел./факс: (38044) 200-82-77, 200-63-02
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

The E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine,
11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine
Tel./Fax: (38044) 200-82-77, 200-63-02
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

КОНТАКТНЕ СТИКОВЕ ЗВАРЮВАННЯ ОПОРОМ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ γ -TiAl ЗІ СПЛАВОМ ВТ5*

С. І. КУЧУК-ЯЦЕНКО, І. В. ЗЯХОР, А. О. НАКОНЕЧНИЙ, М. С. ЗАВЕРТАННИЙ, Л. М. КАПІТАНЧУК
ІЕЗ ім. С. О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В роботі досліджувались особливості формування різнорідних з'єднань сплаву Ti-46Al-2Cr-2Nb на основі алюмініду титану γ -TiAl з титановим сплавом ВТ5 при контактному стиковому зварюванні опором, зокрема, з використанням проміжних прошарків у вигляді нанощаруватих фольг. При контактному стиковому зварюванні опором без використання нанощаруватих фольг не вдалось забезпечити бездефектність з'єднань — у стиках фіксувалась наявність ділянок литого металу і тріщин. Встановлено, що використання у якості проміжного прошарку нанощаруватих фольг евтектичного типу систем Ti/Cu і Cu-Ti/Ni-Cu суттєво впливає на процеси активації поверхонь, що зварюються, і формування з'єднань при контактному стиковому зварюванні опором. Наявність нанощаруватих фольг у зоні контакту сприяє утворенню тонкого шару рідкої фази на початковій стадії процесу нагрівання, локалізації процесу тепловиділення, активації поверхонь обох сплавів при тривалості стадії нагрівання 50...60 % від такої при безпосередньому контактному стиковому зварюванні опором сплавів γ -TiAl і ВТ5. Двоступенева циклограма тиску забезпечує формування бездефектних з'єднань при значеннях температури нагрівання, нижчих за температуру ліквідусу у системі Ti-Al. За даними скануючої електронної мікроскопії і EDS-аналізу встановлено відсутність у зоні з'єднань ділянок литого металу і залишків нанощаруватих фольг, що свідчить про твердофазний характер формування з'єднань і повне витіснення нанощаруватих фольг за межі перерізу заготовок. Бібліогр. 12, рис. 8.

Ключові слова: алюмінід титану, сплав ВТ5, контактне стикове зварювання опором, нанощарувата фольга, твердофазне з'єднання

Перспективними матеріалами для виготовлення компонентів авіаційних і автомобільних двигунів є сплави на інтерметалідній основі, зокрема алюмініди титану [1–5]. Завдяки низькій питомій вазі та високим характеристикам жароміцності алюмініди титану та сплави на їх основі мають переваги порівняно з існуючими титановими і нікелевими сплавами в широкому інтервалі температур. Передбачається використання алюмінідів титану для виготовлення клапанів автомобільних двигунів [2] та деталей авіаційних двигунів, що працюють при високих температурах [4].

Однією із причин, що стримує використання інтерметалідних сплавів, є складність їх технологічної обробки, зокрема зварювання, обумовлена надзвичайно низькою пластичністю при кімнатній температурі, високою чутливістю до термічного та деформаційного циклів обробки [6]. Перспективними для нероз'ємного з'єднання інтерметалідних сплавів у однорідному та різнорідному сполученнях є використання способів зварювання тиском [7–11], зокрема контактного стикового зварювання опором (КСЗО) [10, 11]. Розробка ефективної технології КСЗО інтерметалідних сплавів пов'язана з низкою проблем, зокрема, з нерівномірністю процесів нагрівання і деформації

приконттактних об'ємів матеріалів, значним опором пластичній деформації, високим електричним опором і великим температурним інтервалом крихкості цих сплавів.

Ефективним технологічним прийомом, що сприяє активації зварюваних поверхонь та інтенсифікації дифузійних процесів в зоні з'єднання, є застосування проміжних прошарків. У якості таких прошарків можуть бути використані нанощаруваті фольги (НФ) на основі реакційних елементів, які входять до складу матеріалів, що зварюються [9–11]. Для зварювання різнорідних матеріалів актуальним є використання проміжних прошарків, які будуть здатні, з одного боку, сприяти встановленню фізичного контакту, а з іншого — завадити змішуванню елементів, які входять до складу матеріалів, що зварюються. Таким чином відповідають проміжні прошарки у вигляді НФ з неоднорідним по товщині розподілом параметрів структури.

Попередній досвід свідчить про ефективність використання НФ у якості прошарків та активаторів при КСЗО сплавів на основі алюмінідів титану у однорідному сполученні. Позитивний ефект використання НФ виявляється в локалізації процесів тепловиділення та деформації у зоні контакту, що сприяє активації поверхонь, що зварюються, і забезпечує формування з'єднань при суттєво менших значеннях енерговкладення [11].

*За матеріалами доповіді на Міжнародній конференції «Титан 2018. Виробництво та застосування в Україні», 11–13 червня 2018, Київ, ІЕЗ ім. С. О. Патона НАН України.

Метою досліджень було встановлення особливостей формування різномірних з'єднань сплаву на основі γ -алюмініду титану із високоміцним титановим сплавом при КСЗО — безпосередньому і з використанням НФ з неоднорідним розподілом параметрів структури.

Досліджували вплив режимів КСЗО на формування з'єднань алюмініду титану Ti-46Al-2Cr-2Nb (γ -TiAl) з титановим сплавом BT5 (далі — з'єднання γ -TiAl+BT5). Розроблено комплексну методику досліджень, що передбачала отримання зварних з'єднань за різними технологічними схемами — при безпосередньому КСЗО і КСЗО з використанням НФ різного хімічного складу. Для проведення досліджень модернізовано машину K766 з метою забезпечення високої швидкодії механізму стиснення і прецизійного керування зусиллям стиснення під час пропускання зварувального струму. Діапазон зміни технологічних параметрів був оптимізований на підставі попередніх експериментів таким чином, щоб забезпечити задану величину осадки при зварюванні. Параметри режиму КСЗО змінювали в межах: тиск при нагріванні $P = 2 \dots 10$ МПа, тиск при осадці $10 \dots 50$ МПа, час зварювання $1,5 \dots 3,5$ с.

Структуру з'єднань, наявність дефектів визначали металографічними дослідженнями шліфів, підготовлених з використанням хімічного методу виявлення структури. Проводили оптичну мікроскопію («Neophot-32»), растрову електронну мікроскопію (ОЖЕ-мікрозонд JAMP-9500F та скануючий електронний мікроскоп JSM-35CA, «JEOL»), мікрорентгеноспектральний аналіз розподілу елементів (EDS-аналізатор «INCA-450», «Oxford Instruments»), вимірювання мікротвердості (M400, «LECO», при навантаженні $1 \dots 5$ Н). Механічні властивості з'єднань оцінювалися за розподілом мікротвердості металу у зоні з'єднання і зоні термомеханічного впливу стиків.

Для проведення експериментів по КСЗО із застосуванням проміжних прошарків вибрано НФ системи Ti/Al та фольги з нерівномірним розподілом параметрів структури двох типів: дискретного (TiNb/Al, Ni/Ti-Al, Ti/Ni-Cu, Ni-Ti/Cu-Ni, Ti-Al/Ni-Ti, Al/Ni-Cu) і градієнтного (Cu/

Ti). Товщина НФ становила $30 \dots 60$ мкм, товщина кожного шару — $10 \dots 50$ нм. Мікроструктуру і результати мікрорентгеноспектрального аналізу НФ Al/Ni-Cu, Cu/Ti та Cu-Ti/Ni-Cu по їх товщині представлено на рис. 1.

Суттєвою характеристикою фольг дискретного типу, які використовувались у якості проміжного прошарку при КСЗО, є матеріал зовнішніх шарів. Згідно методики досліджень передбачалось, що використання НФ дискретного типу із зовнішнім шаром, який має відмінні теплофізичні характеристики від зварюваних сплавів, повинно суттєво впливати на процеси нагрівання, деформації, характер та інтенсивність протікання дифузійних процесів у зоні контакту при зварюванні.

Так, для НФ Ti-Al/Ni-Ti зовнішній шар (титан) відповідав основі обох сплавів, що зварюються; для НФ Cu-Ti/Ni-Cu та Ni-Al/Ni-Ni зовнішні шари (мідь і нікель) утворюють з основою обох сплавів низькоплавку евтектику. Передбачалось, що при металографічних дослідженнях з'єднань різниця у виявленні структури НФ і основного металу сплавів дозволить встановити закономірності поведінки у процесі зварювання приконтатних об'ємів металу і матеріалу проміжного прошарку.

Досліджували вплив режимів КСЗО у широкому діапазоні зміни технологічних параметрів на формування з'єднань γ -TiAl+BT5. Структуру зони з'єднання, одержаного при КСЗО на оптимальному режимі без використання проміжних прошарків, показано на рис. 2, а, б відповідно у центральній і периферійній частинах перерізу заготовок. Відмічається наявність ділянок литого металу і мікротріщин у зоні з'єднання.

Аналіз результатів осцилографування величини зварувального струму і вимірювання температури термопарами свідчать, що у даному випадку в процесі КСЗО формування з'єднання відбувалось через шар розплаву, який кристалізувався після стадії деформації заготовок у процесі охолодження. При безпосередньому КСЗО без розплавлення забезпечити формування з'єднання сплавів γ -TiAl+BT5 не вдалось — у стиках фіксувались дефекти типу оксидних плівок та непроварів.

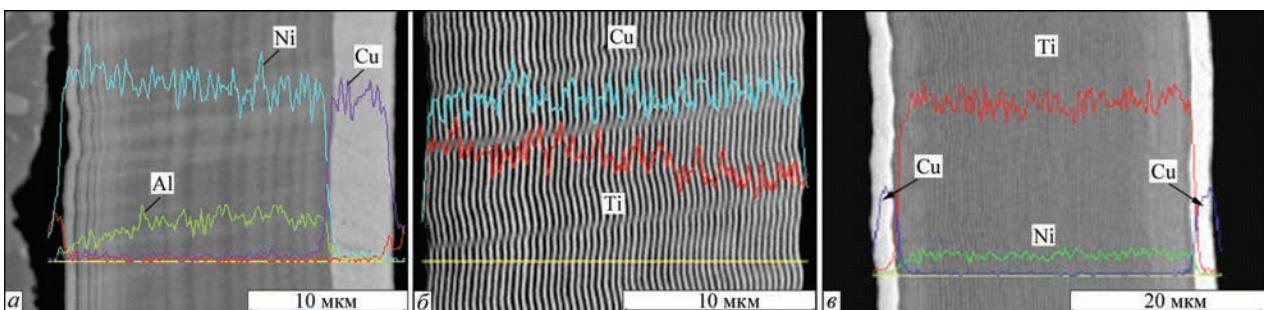


Рис. 1. Електронно-мікроскопічне зображення та розподіл компонентів у НФ систем Al/Ni-Cu (а), Cu/Ti (б), Cu-Ti/Ni-Cu (в)

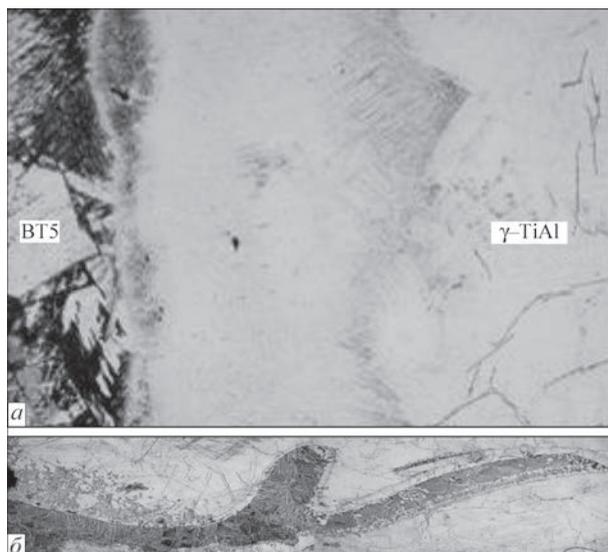


Рис. 2. Мікροструктура ($\times 100$) з'єднання сплавів γ -TiAl+BT5 при безпосередньому КСЗО: центральна частина перерізу (а), периферійна частина перерізу (б)

Досліджували вплив режимів КСЗО на структуру з'єднань сплавів γ -TiAl+BT5, одержаних через НФ системи Ti/Al. Температурно-часові параметри процесу зварювання забезпечували перевищення у контактній зоні температури плавлення сплавів γ -TiAl ($T_{\text{ліквідус}} = 1475^\circ\text{C}$) і BT5 ($T_{\text{ліквідус}} = 1670^\circ\text{C}$) згідно з діаграмою стану системи Ti-Al (рис. 3) [12]. При цьому осьове зусилля на стадії осадки не підвищувалось (одноступенева циклограма тиску). Встановлено, що при охолодженні на повітрі з'єднань γ -TiAl+BT5, одержаних КСЗО з одноступеневою циклограмою тиску, у зварних стиках утворюються тріщини безпосередньо по дифузійній зоні або у прилеглих до неї ділянках сплаву γ -TiAl (рис. 4, а), очевидно, внаслідок структурних перетворень «розплав \rightarrow α -фаза \rightarrow ($\alpha + \gamma$) \rightarrow ($\alpha_2 + \gamma$)», які супроводжуються виникненням значних зварювальних напружень.

Досліджували структуру з'єднань сплавів γ -TiAl+BT5, одержаних КСЗО через НФ системи Ti/Al з двоступеневою циклограмою тиску, коли у зоні контакту також досягалась температура пла-

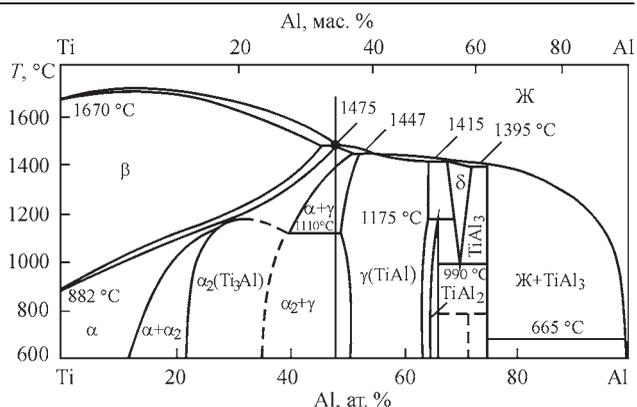


Рис. 3. Діаграма стану системи Ti-Al [12]

влення сплаву γ -TiAl. При аналізі мікροструктури з'єднання спостерігається утворення спільних зерен на границі контакту сплавів γ -TiAl+BT5 (рис. 4, б).

Очевидно, у процесі нагрівання при КСЗО забезпечувалось короточасне локальне досягнення температури ліквідус сплавів, при цьому ділянки розплаву кристалізувались на стадії деформації заготовок в процесі осадки. У цьому випадку забезпечувався твердофазний характер формування з'єднання γ -TiAl+BT5 у α -області діаграми стану системи Ti-Al. Реєстрацією термічних циклів за допомогою термопар встановлено, що використання НФ забезпечує локалізацію виділення тепла у зоні контакту (по осі заготовок) і більш рівномірне тепловиділення по перерізу заготовок у порівнянні з КСЗО без використання НФ.

Оксидних плівок, пор, тріщин та інших дефектів у зоні з'єднання не виявлено. Аналіз мікροструктури з'єднання показує наявність дифузійної зони шириною більше 100 мкм, в якій вміст титану поступово зменшується приблизно від 93 ат. % у сплаві BT5 до 50 ат. % у сплаві γ -TiAl, що обумовлює згідно з діаграмою стану системи Ti-Al існування декількох фаз різного складу — α (Ti), $\alpha + \alpha_2$, α_2 (Ti_3Al), $\alpha_2 + \gamma$ (TiAl). Характер зміни мікротвердості у зоні з'єднання γ -TiAl+BT5 (рис. 5) свідчить про відсутність ділянок з пониженою міцністю у зоні термічного впливу обох сплавів.

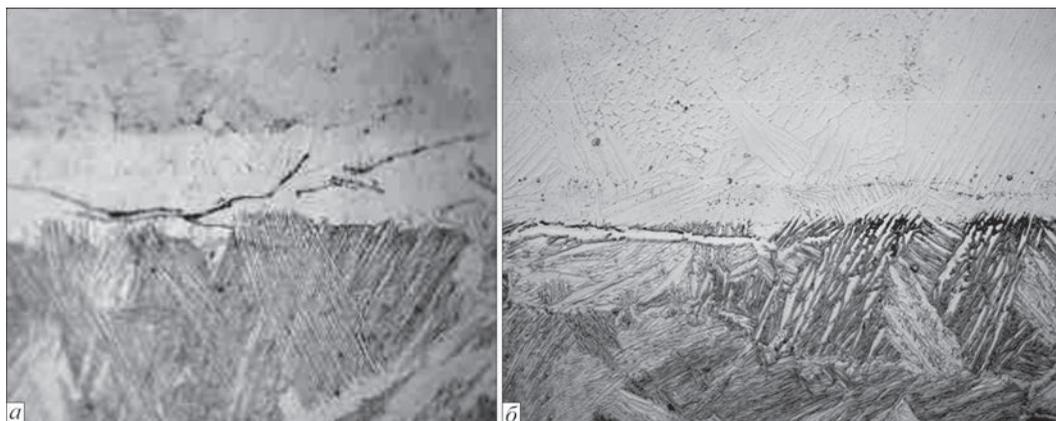


Рис. 4. Мікροструктура ($\times 200$) з'єднання γ -TiAl+BT5 при КСЗО через НФ системи Ti/Al при одно- (а) та двоступінчастій (б) циклограмі тиску (сплав BT5 на фотографії знизу)

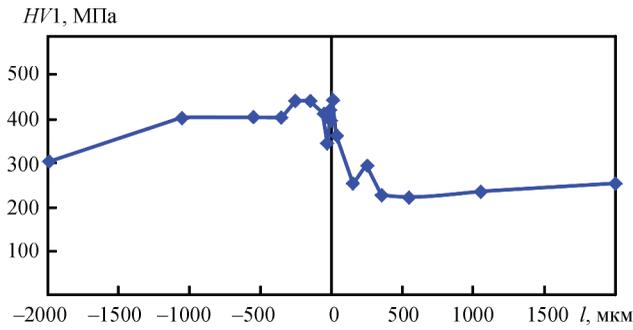


Рис. 5. Зміна мікротвердості у з'єднанні γ -TiAl+BT5 при КСЗО через НФ Ti/Al

Наявність широкої дифузійної зони є суттєвим фактором, що може впливати на механічні характеристики зварних стиків, зокрема, на утворення тріщин при їх термічній обробці або експлуатаційних навантаженнях.

Досліджували вплив режимів КСЗО на структуру з'єднань γ -TiAl+BT5, одержаних з використанням НФ евтектичного типу з нерівномірним розподілом по товщині параметрів структури: дискретних (Ni/Ti–Al, Ti/Ni–Cu, Cu–Ti/Ni–Cu, Al/Ni–Cu) і градієнтних (Ti/Al, Cu/Ti). Технологічні параметри режиму КСЗО встановлювали такими, щоб забезпечити у зоні контакту короткочасне перевищення температури евтектики у системі титан — матеріал зовнішнього шару НФ.

Зокрема, для НФ системи Cu–Ti/Ni–Cu і Cu/Ti температура нагрівання в процесі КСЗО повинна короткочасно перевищувати значення $T_{\text{евт. Cu-Ti}} = 885 \text{ }^\circ\text{C}$ згідно з діаграмою стану системи Cu–Ti [12]. При цьому температурно-часові умови процесу КСЗО (величини напруги, струму, часу, тиску при нагріванні, тиску осадки) контролювали

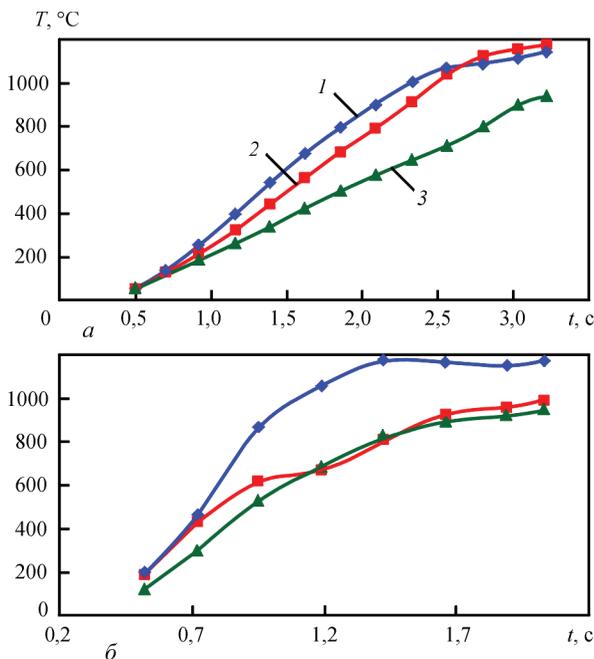


Рис. 6. Зміна температури нагрівання на відстані від стику 1,5 (1), 2,5 (2), 3,5 (3) мм при КСЗО сплавів γ -TiAl+BT5 через НФ Cu–Ti/Ni–Cu (а) і Cu/Ti (б)

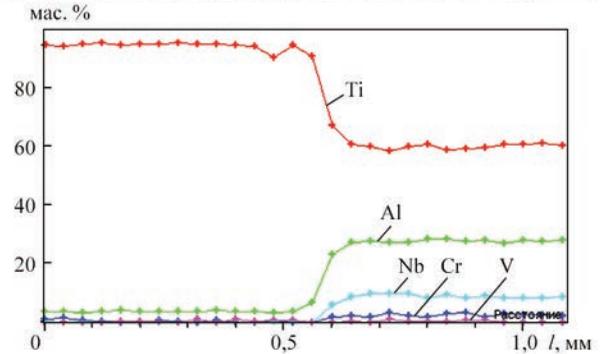
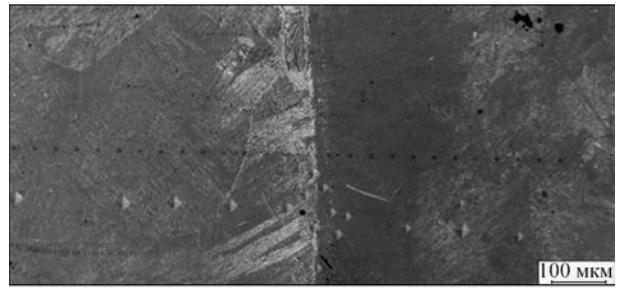
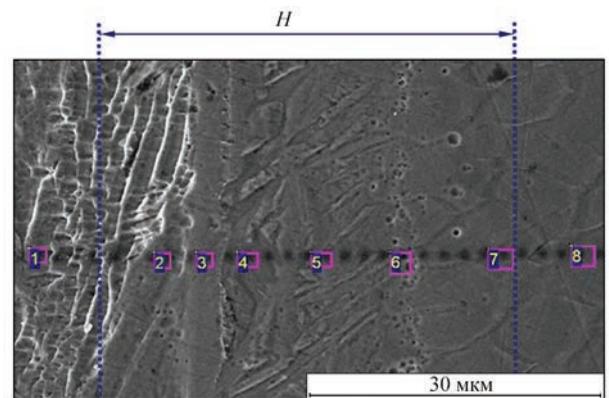


Рис. 7. СЕМ зображення мікроструктури і результати МРСА зони з'єднання γ -TiAl+BT5 при КСЗО через НФ Cu–Ti/Ni–Cu

таким чином, щоб запобігти перевищенню у контактній зоні температури плавлення сплаву γ -TiAl (рис. 6). Процес формування з'єднання при цьому відбувається у α -області або (α + γ)-області згідно діаграми стану системи Ti–Al.

Експерименти показали, що оптимальні умови формування з'єднань при КСЗО забезпечуються при використанні НФ систем Cu–Ti/Ni–Cu і Cu/Ti. Мікроструктура з'єднання γ -TiAl+BT5 при скануючій електронній мікроскопії (СЕМ) і результати



Спектр	C	Al	Ti	V	Cr	Nb
1	1,27	5,32	93,15	0,15	0,10	0
2	0,75	12,03	86,31	0,66	0,15	0,11
3	0,91	14,46	84,44	0	0,08	0,12
4	0,95	17,99	80,44	0,13	0,24	0,25
5	0,76	20,68	76,47	0	0,76	1,33
6	0,96	22,54	71,15	0	1,46	3,89
7	1,04	25,46	66,13	0	0,99	6,38
8	0,77	25,87	62,98	0,05	2,09	8,23

Рис. 8. Мікроструктура та хімічний склад металу різних ділянок у зоні з'єднання γ -TiAl+BT5 при КСЗО через НФ Cu–Ti/Ni–Cu, мас. %, H — ширина дифузійної зони

мікрорентгеноспектрального аналізу (МРСА) представлені на рис. 7, 8.

Встановлено, що використання НФ суттєво впливає на процеси активації поверхонь, що зварюються, і формування з'єднань. Використання НФ систем Cu–Ti/Ni–Cu і Cu/Ti при КСЗО з двоступеневою циклограмою тиску сприяє утворенню тонкого шару рідкої фази на початковій стадії процесу нагрівання, локалізації процесу тепловиділення, активації поверхонь обох сплавів та формуванню бездефектних з'єднань на стадії осадки при тривалості стадії нагрівання 50...60 % від такої при безпосередньому КСЗО. За допомогою СЕМ (ОЖЕ-мікрозонд JAMP-9500F, «Jeol», EDS-аналізатор «INCA-450») встановлено відсутність у зоні з'єднань ділянок литого металу, залишків НФ, що свідчить про твердофазний характер формування з'єднань і повне витіснення НФ за межі перерізу заготовок. Ширина дифузійної зони у з'єднанні γ -TiAl+BT5 не перевищує 50 мкм (рис. 8).

Висновки

1. При контактному стиковому зварюванні опром (КСЗО) сплаву γ -TiAl з титановим сплавом BT5 без використання проміжних прошарків не вдалося забезпечити бездефектність з'єднань – у стиках фіксувалась наявність ділянок литого металу і тріщин. Формування з'єднання відбувалось через шар розплаву, який кристалізувався після стадії деформації заготовок у процесі охолодження стиків.

2. У стиках, виконаних КСЗО через НФ системи Ti/Al при одноступеневій циклограмі тиску, утворюються тріщини безпосередньо по дифузійній зоні або у прилеглих до неї ділянках сплаву γ -TiAl, очевидно внаслідок структурних перетворень «розплав \rightarrow α -фаза \rightarrow ($\alpha+\gamma$) \rightarrow ($\alpha_2 + \gamma$)», які супроводжуються виникненням значних зварювальних напружень.

3. Двоступенева циклограма тиску при КСЗО через НФ системи Ti/Al забезпечує формування бездефектних з'єднань. Наявність дифузійної зони шириною більше 100 мкм є суттєвим фактором, що може впливати на механічні характеристики зварних стиків, зокрема, на утворення тріщин при їх термічній обробці або експлуатаційних навантаженнях.

4. Використання у якості проміжного прошарку НФ евтектичного типу системи Ti/Cu і Cu–Ti/Ni–Cu суттєво впливає на процеси активації поверхонь, що зварюються, і формування з'єднань при КСЗО. Наявність НФ у зоні контакту сприяє утворенню тонкого шару рідкої фази на початковій стадії процесу нагрівання, локалізації процесу тепловиділення, активації поверхонь обох сплавів при тривалості стадії нагрівання 50...60 %

від такої при безпосередньому КСЗО сплавів γ -TiAl і BT5.

5. При КСЗО з двоступеневою циклограмою тиску забезпечується формування бездефектних з'єднань при значеннях температури нагрівання, нижчих за температуру ліквідус у системі Ti–Al. За даними МРСА встановлено відсутність у зоні з'єднань ділянок литого металу і залишків НФ, що свідчить про твердофазний характер формування з'єднань і повне витіснення НФ за межі перерізу заготовок.

Список літератури

1. Chesnutt J., Hall J., Lipsitt H. (1995) Titanium intermetallics – present and future. *Proceedings of the Eighth World Conference of Titanium, Birmingham, UK, 22–26 October 1995*. The Institute of Materials, pp. 70–79.
2. S. Hurta, H. Clemens, G. Frommeyer et al. (1995) Valves of intermetallic γ -TiAl-based alloys: processing and properties. *Ibid*, pp. 97–104.
3. Ильин А. А., Колачев Б. А., Польшин И. С. (2009) *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства*. Справочник. Москва, ВИЛС–МАТИ.
4. Каблов Е. Н., Лукин В. И. (2008) Интерметаллиды на основе титана и никеля для изделий новой техники. *Автоматическая сварка*, **11**, 76–82.
5. Григоренко С. Г., Григоренко Г. М., Задорожнюк О. М. (2017) Интерметаллиды титана. Особенности, свойства, применение (Обзор). *Современная электрометаллургия*, **3**, 51–58.
6. Jian Cao, Junlei Qi, Xiaoguo Song and Jicai Feng (2014) Welding and Joining of Titanium Aluminides. *Materials*, **7**, 4930–4962.
7. Юштин А. Н., Замков В. Н., Сабокаръ В. К. и др. (2001) Сварка давлением интерметаллидного сплава γ -TiAl. *Автоматическая сварка*, **1**, 33–37.
8. Сабокаръ В. К., Ахонин С. В., Петриченко И. К. и др. (2009) Прессовая сварка алюминидов титана с другими титановыми сплавами. *Там же*, **2**, 15–17.
9. Горбань В. Ф., Харченко Г. К., Фальченко Ю. В. и др. (2009) Исследование соединений титана с титановым сплавом BT8, полученных диффузионной сваркой. *Там же*, **2**, 11–14.
10. Кучук-Яценко В. С., Швец В. И., Сахацкий А. Г. и др. (2009) Особенности контактной сварки алюминидов титана с использованием нанослойных алюминидово-титановых фольг. *Там же*, **3**, 19–22.
11. Кучук-Яценко С. И., Зяхор И. В., Чернобай С. В. и др. (2015) Формирование соединений алюминидов титана γ -TiAl при сварке давлением с использованием нанослойных фольг. *Там же*, **9**, 7–14.
12. Барабаш О. М., Коваль Ю. Н. (1986) *Кристаллическая структура металлов и сплавов*. Справочник. Киев, Наукова думка.

References

1. Chesnutt, J., Hall, J., Lipsitt, H. (1995) Titanium intermetallics – present and future. In: Proc. of 8th World Conf. of Titanium (UK, Birmingham, 22-26 October, 1995). *The Institute of Materials*, 70-79.
2. Hurta, S., Clemens, H., Frommeyer, G. et al. Valves of intermetallic γ -TiAl-based alloys: Processing and Properties. *Ibid.*, 97-104.
3. Iliin, A.A., Kolachev, B.A., Polkin, I.S. (2009) *Titanium alloys. Composition, structure, properties*. In: Refer. book. Moscow, VILS-MATI [in Russian].
4. Kablov, E.N., Lukin, V.I. (2008) Intermetallics based on titanium and nickel for advanced engineering products. *The Paton Welding J.*, **11**, 65-70.

5. Grigorenko, S.G., Grigorenko, G.M., Zadorozhnyuk, O.M. (2017) Intermetallics of titanium. Peculiar features, properties, application (Review). *Sovrem. Elektrometall.*, **3**, 51-58 [in Russian].
6. Jian Cao, Junlei Qi, Xiaoguo Song, Licai Feng (2014) Welding and joining of titanium aluminides. *Materials*, **7**(7), 4930-4962.
7. Yushtin, A.N., Zamkov, V.N., Sabokar, V.K. et al. (2001) Pressure welding of intermetallic alloy γ -TiAl. *The Paton Welding J.*, **1**, 33-37.
8. Sabokar, V.K., Akhonin, S.V., Petrichenko, I.K. et al. (2009) Pressure welding of titanium aluminide to other titanium alloys. *Ibid.*, **1**, 10-12.
9. Gorban, V.F., Kharchenko, G.K., Falchenko, Yu.V. et al. (2009) Investigation of joints of titanium aluminide with titanium alloy VT8 produced by diffusion welding. *Ibid.*, **1**, 7-9.
10. Kuchuk-Yatsenko, V.S., Shvets, V.I., Sakhatsky, A.G. et al. (2009) Features of resistance welding of titanium aluminides using nanolayered aluminium-titanium foils. *Ibid.*, **3**, 11-14.
11. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Zyakhor, I.V., Chernobaj, S.V. et al. (2015) Structure of γ -TiAl joints in resistance butt welding with application of interlayers. *Ibid.*, **9**, 5-12.
12. Barabash, O.M., Koval, Yu.N. (1986) *Crystalline structure of metals and alloys*. In: Refer. book. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].

КОНТАКТНАЯ СТЫКОВАЯ СВАРКА СОПРОТИВЛЕНИЕМ АЛЮМИНИДА ТИТАНА γ -TiAl СО СПЛАВОМ ВТ5

С. И. КУЧУК-ЯЦЕНКО, И. В. ЗЯХОР, А. А. НАКОНЕЧНЫЙ, М. С. ЗАВЕРТАННЫЙ, Л. Н. КАПИТАНЧУК

ІЭС ім. Е. О. Патона НАН України. 03150, г. Київ, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В работе исследовались особенности формирования разнородных соединений сплава Ti-46Al-2Cr-2Nb на основе алюминид титана γ -TiAl с титановым сплавом ВТ5 при контактной стыковой сварке сопротивлением, в частности, с использованием промежуточных слоев в виде нанослоистых фольг. При контактной стыковой сварке сопротивлением без использования нанослоистых фольг не удалось обеспечить бездефектность соединений — в стыках фиксировалось наличие участков литого металла и трещин. Установлено, что использование в качестве промежуточного слоя нанослоистых фольг эвтектического типа систем Ti/Cu и Cu-Ti/Ni-Cu существенно влияет на процессы активации свариваемых поверхностей и формирование соединений при контактной стыковой сварке сопротивлением. Наличие нанослоистых фольг в зоне контакта способствует образованию тонкого слоя жидкой фазы на начальной стадии процесса нагрева, локализации процесса тепловыделения, активации поверхностей обоих сплавов при продолжительности стадии нагрева 50...60 % от таковой при непосредственной контактной стыковой сварке сопротивлением сплавов γ -TiAl и ВТ5. Двухступенчатая циклограмма давления при этом способе обеспечивает формирование бездефектных соединений при значениях температуры нагрева ниже температуры ликвидус в системе Ti-Al. По данным сканирующей электронной микроскопии и EDS-анализа установлено отсутствие в зоне соединений участков литого металла и остатков нанослоистых фольг, что свидетельствует о твердофазном характере формирования соединений и полном вытеснении нанослоистых фольг за пределы сечения заготовок. Библиогр. 12, рис. 8.

Ключевые слова: алюминид титана, сплав ВТ5, контактная стыковая сварка сопротивлением, нанослоистая фольга, твердофазное соединение

RESISTANCE BUTT WELDING OF TITANIUM ALUMINIDE γ -TiAl WITH VT5 ALLOY

S.I.KUCHUK-YATSENKO, I.V. ZYAKHOR, A.O. NAKONECHNY, M.S. ZAVERTANNY, L.M. KAPITANCHUK

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11, Kazimir Malevich str., 03150, Kiev, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

In the work, the peculiarities of formation of dissimilar joints of Ti-46Al-2Cr-2Nb alloy on the base of titanium aluminide γ -TiAl with titanium alloy VT5 in resistance butt welding, in particular, using interlayers in the form of nanolayer foils were studied. In resistance butt welding without the use of nanolayer foils it was failed to provide the defect-free joints: in the butts the presence of areas of cast metal and cracks was detected. It was found that the use of Ti/Cu and Cu-Ti/Ni-C systems as an interlayer of nanolayer foils of an eutectic type significantly influences the activation processes of the surfaces to be welded and the formation of joints in resistance butt welding. The presence of nanolayer foils in the contact zone facilitates the formation of a thin layer of the liquid phase at the initial stage of heating process, localization of heat evolution process, activation of surfaces of both alloys with the duration of heating stage of 50...60% of such at the direct resistance welding of alloys γ -TiAl and VT5. The two-stage pressure cyclogram in RBW provides crystallization of eutectics in the process of deformation of billets and the formation of defect-free joints at the values of heating temperature, which are lower than the liquidus temperature in the system Ti-Al. According to the data of scanning electron microscopy and the ESD-analysis, the absence of the areas of cast metal and the remnants of nanosheet foils in the zone of joints was established, which testifies the solid-phase nature of the formation of joints and the complete displacement of nanolayer foils beyond the cross-section of the billets. 12 Ref., 8 Fig.

Keywords: titanium aluminide, VT5 alloy, resistance butt welding, nanolayer foil, solid-phase joint

Надійшла до редакції 17.07.2018

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ИМПУЛЬСНО-ДУГОВОЙ СВАРКИ НА ПАРАМЕТРЫ МЕТАЛЛА ШВА И ЗТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ ПРОВОЛОКОЙ СВ-08Х20Н9Г7Т

В. Д. ПОЗНЯКОВ, А. В. ЗАВДОВЕЕВ, А. А. ГАЙВАРОНСКИЙ, А. М. ДЕНИСЕНКО, А. А. МАКСИМЕНКО
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Импульсно-дуговая сварка характеризуется периодически изменяемой мощностью дуги и благодаря своим особенностям позволяет решать сложные технологические вопросы при создании уникальных конструкций, увеличивать производительность процессов сварки, наплавлять коррозионностойкие сплавы на сталь. В настоящее время существует множество производителей сварочного оборудования, внедривших в своем производстве идеи применения импульсной сварки. Однако данные о влиянии импульсно-дуговой сварки на термические циклы сварки носят разрозненный характер и поэтому трудно провести сопоставление между термическими циклами, характерными для сварок стационарно горящей и импульсной дугой. При сварке высокоуглеродистых сталей возникает задача уменьшения перемешивания металла шва с основным металлом и повышения за счет этого сопротивляемости сварных соединений образованию холодных трещин. Для успешного применения импульсно-дуговой сварки в решении перечисленных выше задач возникла необходимость в сравнительных исследованиях влияния режимов импульсно-дуговой сварки на параметры швов, ЗТВ и термические циклы сварки в сравнении со сваркой стационарно горящей дугой, выполненных высоколегированными сварочными материалами. Это было основной целью исследований, результаты которых приведены в данной статье. Библиогр. 31, рис. 8.

Ключевые слова: импульсно-дуговая сварка, сварка пульсирующей дугой, термический цикл сварки, зона термического влияния, высоколегированные сварочные материалы

Импульсно-дуговая сварка (ИДС) характеризуется периодически изменяемой мощностью дуги и известна с 1940-х гг. Метод сварки с периодически изменяемой мощностью дуги впервые предложен в СССР в 1953 г. Зайцевым М. П. для сварки тонколистовой стали с целью сокращения тепловых потерь [1]. Однако в мире первое упоминание импульсной сварки датируется 1932 г., Этот вид сварки был изобретен инженером Earl J. Ragsdale в компании Budd Company в 1932 г. для сварки нержавеющей стали и использовался для изготовления дизельного железнодорожного поезда Pioneer Zephyr [2]. Импульсно-дуговая сварка в этом случае позволила в 3...8 раз повысить производительность труда по сравнению со сваркой неплавящимся электродом и значительно снизить деформации в процессе ее выполнения при практически одинаковом качестве сварных соединений. Сварка с периодически меняющейся мощностью дуги различными авторами называлась по-разному: импульсно-дуговая сварка, сварка пульсирующей дугой, модулированным током, нестационарной дугой, однако общее название всех перечисленных выше методов — это сварка модулированным током (СМТ) [3]. Главным образом СМТ позволяет обеспечить управляемый перенос электродного металла, повысить стабильность го-

рения дуги, уменьшить разбрызгивание, а также управлять скоростью и направлением кристаллизации металла сварочной ванны, регулировать тепловое воздействие на зону термического влияния (ЗТВ) сварных соединений. По частоте следования импульсов СМТ разделяют на ИДС ($f \geq 25$ Гц, рис. 1, а) и сварку пульсирующей дугой ($f < 25$ Гц, рис. 1, б).

ИДС [4–6] обеспечивает управляемый перенос электродного металла, основным условием которого является отрыв капли каждым импульсом тока и возможность управления частотой их переноса. При сварке в среде защитных газов считается, что длительность импульса должна быть достаточной для отрыва капли электродного металла. В случае отрыва капли при силе тока, близкой к амплитудной, перенос металла сопровождается повышенным разбрызгиванием [7]. Минимальные потери на разбрызгивание и управляемый перенос металла при сварке во всех пространственных положениях обеспечивает отрыв капли в конце действия импульса. К основным преимуществам ИДС относится то, что она может применяться для конструкций ответственного назначения из сталей различных марок, алюминиевых, медных, никелевых сплавов и титана толщиной 1 мм и более.

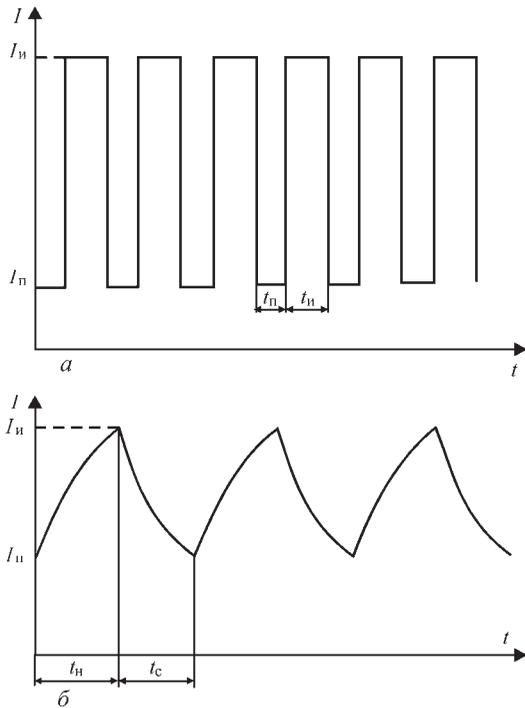


Рис. 1. Изменение силы тока от времени при ИДС ($f \geq 25$ Гц) (а) и сварке пульсирующей дугой ($f < 25$ Гц) (б): $t_{и}$ — время импульса; $t_{п}$ — время паузы; $t_{н}$ — время нарастания силы тока; $t_{с}$ — время спада силы тока; $I_{и}$ — ток импульса; $I_{п}$ — ток паузы

Благодаря высокой пространственной стабилизации дуги и возможности применения вылета электрода большой длины этот процесс может быть успешно применен как для сварки металла малых толщин, так и для толстостенных конструкций. ИДС является промежуточным звеном между струйным переносом и сваркой короткой дугой, что делает ее идеальной для сварки больших толщин, где необходим контроль тепловложения. ИДС, благодаря своим особенностям, позволяет решать сложные технологические вопросы при создании уникальных конструкций, увеличивать производительность процессов сварки, наплавлять коррозионностойкие сплавы на сталь [8]. В настоящее время существует множество производителей сварочного оборудования, внедривших в свое производство идеи применения импульсной сварки. Шведская фирма «Esab» разработала источник питания для ИДС «Aristo 500» [9] с программным управлением, которое автоматически задает режимы сварки согласно синергетическим зависимостям. Американская фирма Hobart разработала систему «Ultra-Arc 350» для ИДС плавящимся электродом [10]. Данная система содержит девять программ, предусматривающих сварку углеродистых и нержавеющей сталей в смеси газов проволоками диаметром 0,8 и 1,2 мм. В ИЭС им. Е. О. Патона разработан источник питания для ИДС И-169 с плавным регулированием параметров импульсов тока ступенчатой формы [11].

Важным условием стационарности протекания процесса ИДС является оптимальное сочетание параметров импульса и паузы [8, 12–19]. В силу того, что количество переменных параметров при ИДС значительно, выбор их оптимального сочетания достаточно трудоемкий процесс и включает большое количество проб и ошибок [20]. Общими рекомендациями к выбору оптимального сочетания параметров ИДС является перенос одной капли за импульс [8, 12]. Данное условие, которое является критерием переноса металла, может быть выражено соотношением [12, 21]:

$$D = I_{и}^n t_{и}, \quad (1)$$

где D — константа, зависящая от объема капли, состава и диаметра сварочной проволоки; показатель степени « n » имеет среднее значение 2.

Если значения $I_{и} t_{и}$ малы, то энергии одного импульса недостаточно для отрыва капли. В данном случае капля может отделиться от электрода под действием гравитационных сил. В случае, когда произведение тока и времени импульса имеют большие значения, за один импульс может отделиться две или три капли и стабильность процесса сварки нарушается. Минимальный ток в паузе выбирается таким образом, чтоб во время паузы не затухала дуга. Современные источники питания для ИДС в запрограммированных режимах применяют перечисленные выше рекомендации. Как правило, на приборных панелях для оператора выводятся значения среднего тока, который определяется следующим уравнением [8, 12, 22]:

$$I_{ср} = \frac{I_{и} t_{и} + I_{п} t_{п}}{t_{и} + t_{п}}. \quad (2)$$

В этом случае можно сопоставлять режимы ИДС с режимами стационарной сварки, так как погонная энергия сварки прямо пропорциональна сварочному току.

Одной из важнейших характеристик, определяющей свойства сварного соединения, является термический цикл сварки (ТЦС), от которого зависит структура металла ЗТВ. Зная особенности ТЦС при импульсно-дуговом режиме сварки можно прогнозировать формирование структуры и свойств ЗТВ сварных соединений. Так, например, авторы работ [12, 23–25] указывают, что ИДС характеризуется пониженным уровнем тепловложения, при этом обеспечивая проплавление, сопоставимое со струйным переносом. К. Тсен [26], измеряя термические циклы сварки для стационарного и пульсирующего режимов, на расстоянии 2 мм от линии сплавления, показал, что в последнем случае достигается меньшая максимальная температура нагрева металла. Данный факт может свидетельствовать, по мнению авторов работы [26], о меньшем тепловложении. Вви-

ду того, что на одинаковом расстоянии от линии сплавления в случае импульсного процесса температура нагрева металла меньше, можно косвенно сделать вывод, что ширина ЗТВ в данном случае была меньше и что скорость охлаждения металла в высокотемпературной области была выше по сравнению с процессом, который выполнялся стационарно горящей дугой. В работе [27] рассматривается влияние частоты следования и заполненности импульсов на скорость охлаждения металла. Показано, что в пределах изменения частоты следования от 60 до 120 Гц и заполненности импульса от 20 до 30 %, скорость охлаждения как в высокотемпературной, так и низкотемпературной области практически не изменяется. Значения частот следования и заполненности импульса выбраны исходя из того, что данные диапазоны параметров ИДС покрывают широкую область практического применения [28]. Также следует отметить, что по данным ТЦС для импульсного режима в высокотемпературной области наблюдается некий «зуб» (скачок) в изменении температуры металла, что, по всей видимости, объясняется особенностями импульсного ввода тепла в сварочную ванну. При исследовании ТЦС в случае сварки пульсирующей дугой [22, 29] было установлено, что в низкотемпературном диапазоне скорость охлаждения металла ЗТВ замедляется по сравнению со стационарным режимом, а в высокотемпературном диапазоне ускоряется. При этом в случае [29] возрастания частоты пульсации дуги от 0,5 до 10 Гц, скорость охлаждения металла ЗТВ становится такой же, как и в случае стационарной сварки, что свидетельствует о нецелесообразности дальнейшего увеличения частоты пульсаций.

Следует отметить, что данные о влиянии ИДС на термические циклы сварки носят разрозненный характер и поэтому трудно провести сопоставление между термическими циклами, характерными для сварок стационарно горящей и импульсной дугой. Аналогичная ситуация наблюдается с исследованиями, касающихся изменений параметров шва [30, 31]. В основном в работах проводится сравнение параметров шва при различных вариантах импульсной или пульсирующей сварок, в то время, как сопоставление с аналогичными результатами для сварки стационарной дугой отсутствуют. Такие данные необходимы для понимания в каких условиях сварку стационарной дугой можно заменять ИДС с целью увеличения производительности и качества получаемой продукции. Для выполнения таких задач, как сварка высокопрочных мелкозернистых сталей, необходимо решать две взаимоисключающие проблемы повышения производительности процесса и обеспечения мелкозернистой структуры в металле ЗТВ, а также

обеспечения хорошего проплавления корня шва. Кроме того, при сварке высокоуглеродистых сталей возникает задача уменьшения перемешивания металла шва с основным металлом и повышения за счет этого сопротивляемости сварных соединений образованию холодных трещин. Таким образом, для успешного применения ИДС в решении перечисленных задач возникла необходимость в сравнительных исследованиях влияния режимов ИДС на параметры швов (ширина, высота усиления, глубина проплавления), ЗТВ и ТЦС в сравнении со сваркой стационарно горящей дугой, выполненных выше высоколегированными сварочными материалами. Это было основной целью исследований, результаты которых приведены в данной статье.

Методика эксперимента. Для решения поставленной в работе задачи проводили наплавки высоколегированной сварочной проволокой ХОРДА 307Ti, которая является аналогом известной проволоки марки Св-08Х20Н9Г7Т. Использовалась проволока диаметром 1,2 мм. Наплавки осуществлялись на пластины толщиной 10 мм из стали 09Г2С. Из пластин с наплавкой изготавливались шлифы, на которых проводили измерения параметров швов и ЗТВ. Для выявления ЗТВ шлифы подвергали макротравлению раствором хлорного железа. Запись ТЦС участка перегрева ЗТВ проводилась с использованием хромель-алюмелевых термопар диаметром 0,5 мм. Термопара устанавливалась на участок ЗТВ, который нагревался до температуры 1200 °С.

Для оценки влияния режимов ИДС на параметры шва были выбраны следующие режимы: сварочный ток $I = 120, 160, 200, 240$ А, напряжение $U = 20, 24, 28, 30$ В, скорость сварки 15 м/ч, защитный газ — смесь $Ar + 18\% CO_2$. В качестве источника тока использовался выпрямитель инверторного типа марки ewm Phoenix Pulse 401, который обеспечивает частоту следования импульсов при ИДС — 130 Гц.

С использованием пульсирующей дуги подбирали оптимальные режимы пульсации. В этом случае режим сварки был следующим: сварочный ток импульса $I_{и} = 160$ А, ток паузы (базовый ток) $I_{п} = 80$ А; напряжение на дуге в импульсе $U_{и} = 24$ В, напряжение на дуге в паузе $U_{п} = 18$ В, $v_{св} = 15$ м/ч, варьировались время импульса $t_{и}$ и время паузы $t_{п}$, а также сила тока в паузе и скважность. Сила тока в паузе имела следующие значения: $I_{п} = 60, 80, 100, 120$ А; скважность варьировалась от 1,4 до 2,0, частота следования импульсов превышала 0,5 Гц.

Полученные результаты и их обсуждение. *Импульсно-дуговая сварка.* Внешний вид валиков наплавки, выполненных стационарной и ИДС,



Рис. 2. Внешний вид наплавленного валика: *a* — стационарный режим сварки, $I_{св} = 160$ А, $U = 24$ В; *б* — импульсный режим сварки, $I_{ср} = 160$ А, $U = 24$ В, скорость сварки в обоих случаях 15 м/ч

представлен на рис. 2. При сравнении стационарного и импульсно-дугового режимов сварки отчетливо видно, что при ИДС валик шва более однородный и равномерный без следов разбрызгивания (рис. 2, б). Измерения потерь металла на разбрызгивание показали, что при ИДС он уменьшается на порядок, от 0,7 % при стационарной до 0,07 % при ИДС.

Анализ поперечного сечения наплавов, выполненных на различных режимах, показал, что глубина проплавления при ИДС увеличивается по сравнению со стационарной сваркой на таких же режимах (рис. 3). При этом форма проплавления шва при ИДС значительно отличается от процесса, который выполнялся стационарно горячей дугой. Количественный анализ показал, что с увеличением тока сварки ширина шва также увеличивается. Характер изменения этой величины одинаков как для сварки стационарно горячей дугой, так и для ИДС. Аналогичная зависимость наблюдается и для высоты шва. Что касается глу-

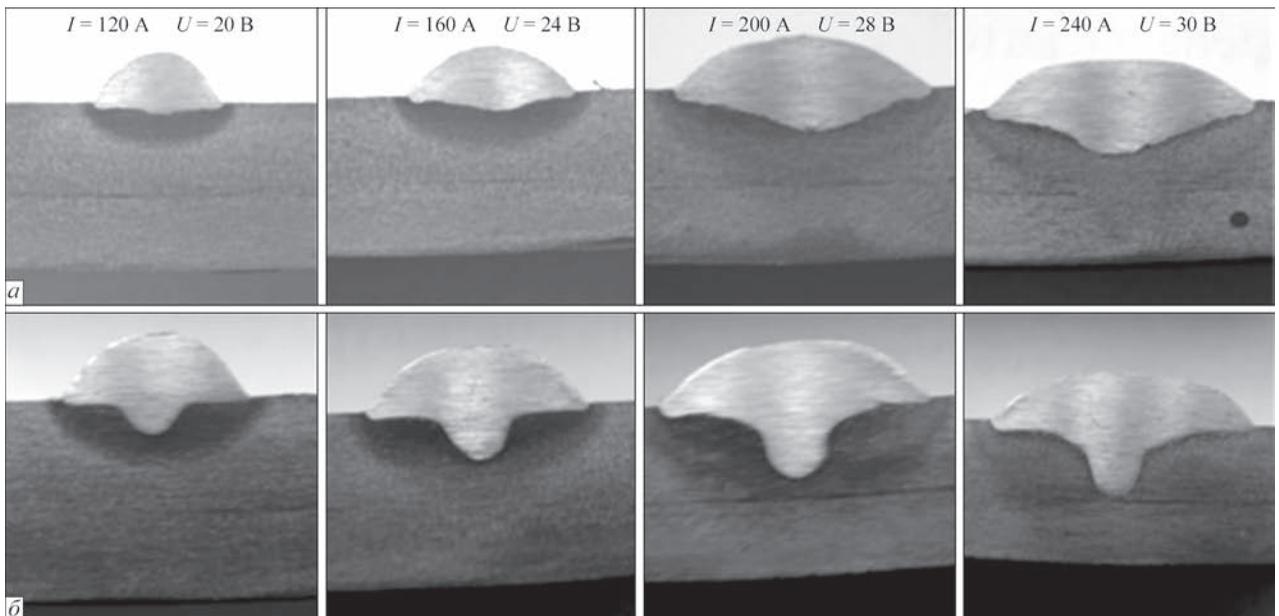


Рис. 3. Внешний вид наплавов, выполненных стационарной (*a*) и ИДС (*б*) со скоростью 15 м/ч; макрошлифы, поперечное сечение

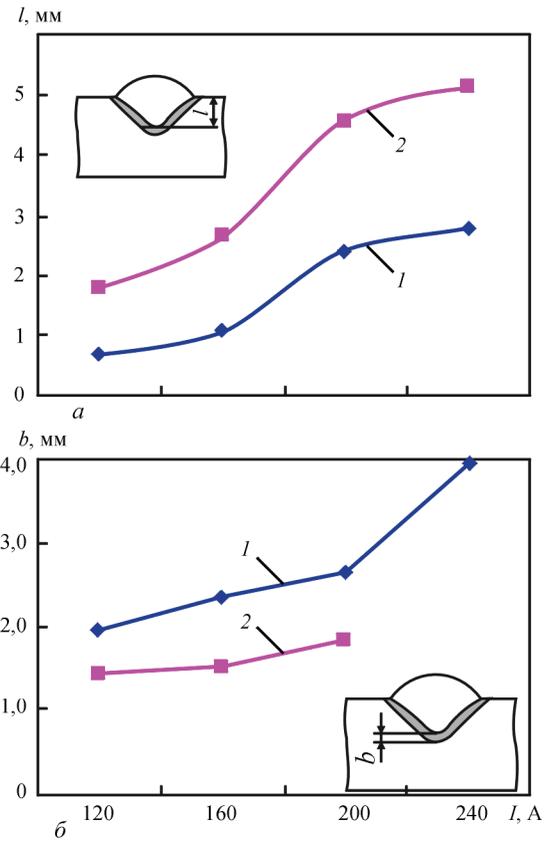


Рис. 4. Изменение параметров шва и ЗТВ при стационарной (1) и ИДС (2), скорость сварки 15 м/ч: *a* — глубина проплавления; *б* — ширина ЗТВ в корне шва

бины проплавления, то в целом с возрастанием сварочного тока она увеличивается, но в случае ИДС глубина проплавления практически в два раза больше, чем в случае сварки стационарно горячей дугой (рис. 4, *a*). Также при ИДС площадь поперечного сечения шва превосходит данные показатели для сварки стационарно горячей ду-

гой. Величина ЗТВ под грибком сопоставима для обоих видов сварки, а в корне шва ЗТВ при ИДС меньше (рис. 4, б). Также важным параметром является ширина ЗТВ у поверхности шва, значения которой при ИДС на токах выше 160 А становятся меньше, чем для сварки стационарно горящей дугой.

Сварка пульсирующей дугой. При частоте импульсов 0,3 Гц формируется крупночешуйчатый прерывистый шов (рис. 5), в котором с уменьшением скважности однородность ширины валика по длине шва увеличивается. Также при малой частоте пульсации дуги наблюдается неоднородное проплавление пластины (т. е. наблюдается резкое изменение глубины проплавления по длине шва, которое достигает 70 %, рис. 5, б). Увеличить однородность проплавления удастся, увеличив частоту пульсации дуги до 1 Гц. Также при постоянных значениях среднего тока и скважности процесса, с увеличением частоты пульсации дуги увеличивается однородность формирования валика шва и уменьшается чешуйчатость.

По данным эксперимента установлено, что с ростом тока паузы ширина шва сначала несколько снижается, а затем увеличивается, при этом меньшим значениям скважности соответствует большая ширина шва (рис. 6, а). Высота шва равномерно увеличивается с ростом тока паузы. Изменение глубины проплавления имеет некоторые особенности. При скважности, равной два, она изменяется от 1 мм (что соответствует глубине проплавления при стационарном режиме сварки на заданном токе), до 1,8 мм. При меньшей скважности (1,4 и 1,5) значения глубины проплавления находятся в пределах 1,7 мм, что на 70 % больше, чем при стационарном режиме. Площадь шва закономерно увеличивается с ростом тока паузы.

Изменение параметров ЗТВ под грибком носит монотонный характер. Меньшая скважность соответствует большим значениям ширины ЗТВ. Важно отметить, что средние значения ЗТВ под грибком ниже, чем при сварке стационарно горящей дугой и ИДС. Похожие закономерности наблюда-

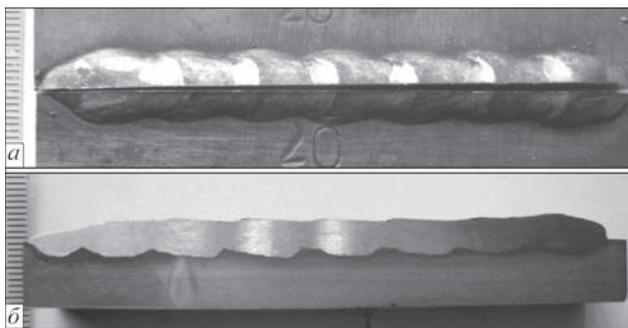


Рис. 5 Внешний вид наплавленного валика в режиме сварки пульсирующей дугой с частотой следования импульсов 0,3 Гц ($I_{п} = 160$ А, напряжение импульса $U_{п} = 24$ В; $I_{п} = 80$ А, $U_{п} = 18$ В); а — вид сверху; б — продольное сечение

ются и для ЗТВ как в корне шва (рис. 6, б), так и у поверхности шва. С ростом тока паузы угол сопряжения с основным металлом уменьшается для скважности 2, а для меньших значений практически не изменяется.

При режиме сварки с током импульса $I_{п} = 160$ А и током паузы $I_{п} = 120$ А (фиксированное время импульса 0,5 с) с ростом времени паузы увеличивается высота шва, несколько уменьшается ширина шва и уменьшается ширина ЗТВ, а глубина проплавления практически не изменяется. В случае фиксации времени паузы (0,5 с) и увеличения времени импульса высота шва уменьшается, а ширина шва увеличивается (что, по-видимому, связано с увеличением проплавляющей способности/эффективности). Ширина ЗТВ изменяется нелинейно, сначала увеличивается, потом уменьшается и снова увеличивается.

Анализ термических циклов сварки позволил установить следующие особенности: при ИДС скорость роста температуры металла участка перегрева ЗТВ больше, чем в случае сварки стационарной дугой; в высокотемпературной области от 1350 до 1000 °С охлаждение металла при ИДС происходит быстрее, а в области температур меньше 1000 °С — медленнее (рис. 7). Более детальный анализ влияния режимов импульсной сварки на скорость остывания металла ЗТВ при-

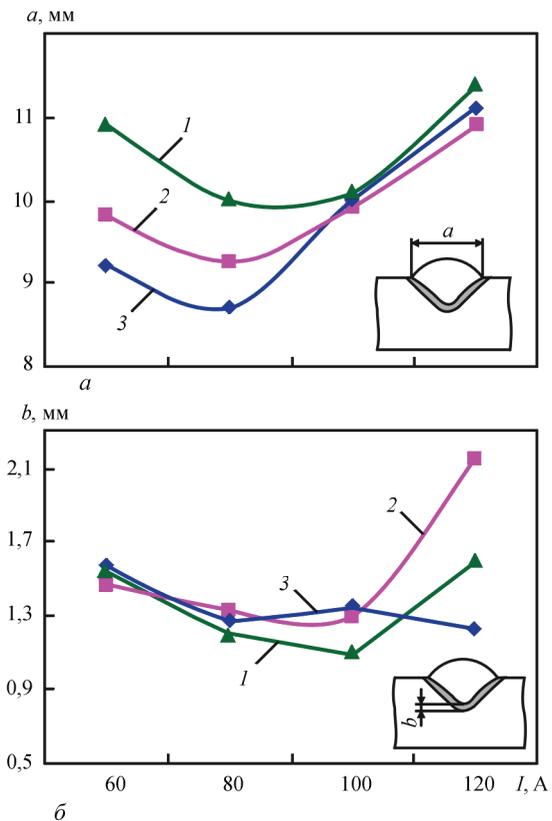


Рис. 6. Изменение параметров шва и ЗТВ при сварке пульсирующей дугой, $I_{п} = 160$ А, $U_{п} = 24$ В (скважность: 1 — 1,4; 2 — 1,5; 3 — 2,0): а — ширина шва; б — ширина ЗТВ в корне шва

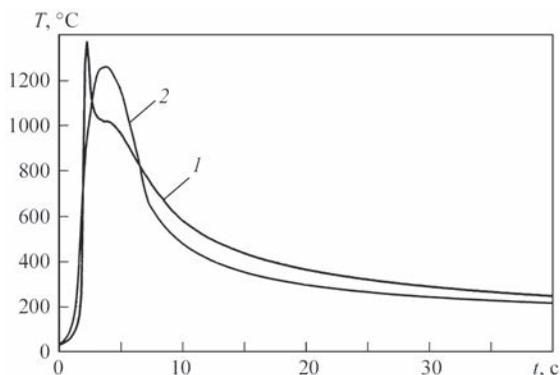


Рис. 7. Термические циклы сварки при наплавке высоколегированной сварочной проволоки ХОРДА 307 на пластины из стали 09Г2С толщиной 10 мм: $I_{св} = 120$ А, $U_{и} = 20$ В, скорость сварки 15 м/ч (1 — ИДС; 2 — сварка стационарной дугой)

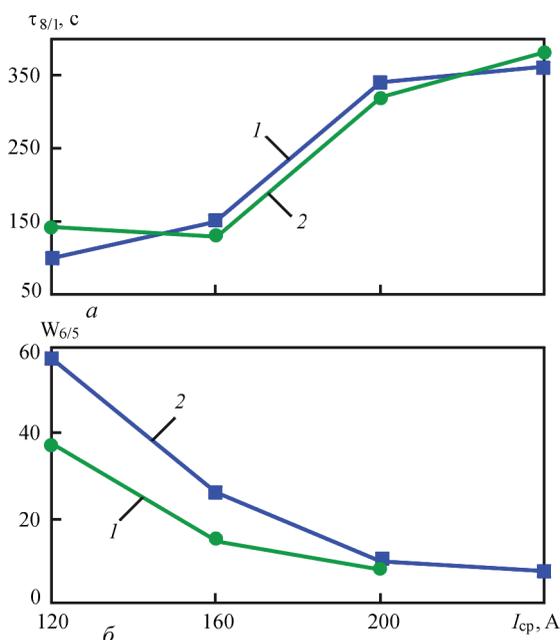


Рис. 8. Изменение времени (а) и скорости (б) охлаждения участка перегрева металла ЗТВ при ИДС (1) и сварке стационарной дугой (2) со скоростью 15 м/ч. Наплавка высоколегированной сварочной проволоки ХОРДА 307 на пластины из стали 09Г2С толщиной 10 мм

веден на рис. 8. Из приведенных данных видно, что скорость охлаждения металла в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 600...500 °С для ИДС меньше, чем в случае сварки стационарной дугой, а время $\tau_{8/1}$ имеет близкие значения.

Изменение условий охлаждения, наблюдаемые при переходе от сварки стационарно горячей дугой к ИДС позволяют предположить, что при данном процессе сварки в металле ЗТВ высокопрочных сталей с $\sigma_{0,2} > 600$ МПа будет формироваться более благоприятная структура с более высокой стойкостью к образованию холодных трещин и к хрупкому разрушению. Работы по этому направлению будут результатом наших дальнейших исследований.

Выводы

1. Импульсно-дуговая сварка позволяет уменьшить величину разбрызгивания металла, ширину зоны термического влияния, увеличить глубину проплавления (практически в 2 раза) по сравнению со стационарной сваркой. Скорость охлаждения металла ЗТВ в интервале температур 600...500 °С при этом уменьшается практически в 1,5 раза.

2. Использование сварки пульсирующей дугой позволяет увеличить ширину шва и уменьшить ширину ЗТВ по сравнению со сваркой стационарно горячей дугой.

3. Процессы импульсно-дуговой сварки и сварки пульсирующей дугой отличаются большими возможностями для управления параметрами сварного шва и величиной тепловложения.

Список литературы/References

1. Зайцев М. П. (1953) *Способ сварки тонколистовой стали электрической дугой*. А. с. 100898 СССР 450109/К-578. Zajtsev, M.P. *Electric arc welding method of sheet steel*. USSR author's cert. 100898, 450109/K-578 [in Russian].
2. https://ru.wikipedia.org/wiki/%D0%98%D0%BC%D0%BF%D1%83%D0%BB%D1%8C%D1%81%D0%BD%D0%B0%D1%8F_%D1%81%D0%B2%D0%B0%D1%80%D0%BA%D0%B0#cite_note-2
3. Заруба И. И., Лебедев В. К., Шейко П. П. (1968) Сварка модулированным током. *Автоматическая сварка*, **11**, 35–40. Zaruba, I.I., Lebedev, V.K., Shejko, P.P. (1968) Welding with modulated current. *Avtomatich. Svarka*, **11**, 35–40 [in Russian].
4. Ленивкин В. А., Дюржеров Н. Г., Сагиров Х. Н. и др. (1989) *Технологические свойства сварочной дуги в защитных газах*. Москва, Машиностроение. Lenivkin, V.A., Dyurgerov, N.G., Sagirov, Kh.N. et al. (1989) *Technological properties of welding arc in shielding gases*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
5. Потапьевский А. Г. (2007) *Сварка в защитных газах плавящимся электродом*. Ч. 1. Сварка в активных газах. Изд. 2-е, перераб. Киев, Екотехнологія. Potapievsky, A.G. (2007) *Consumable electrode welding in shielding gases*. Pt.1: Welding in active gases. 2nd Ed. Kiev, Ekotekhnologiya [in Russian].
6. Патон Б. Е., Потапьевский А. Г., Подола Н. В. (1964) Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом с программным регулированием процесса. *Автоматическая сварка*, **1**, 2–6. Paton, B.E., Potapievsky, A.G., Podola, N.V. (1964) Consumable electrode pulsed-arc welding with programmable control of process. *Avtomatich. Svarka*, **1**, 2–6 [in Russian].
7. Лашченко Г. И. (2006) *Способы дуговой сварки стали плавящимся электродом*. Киев, Екотехнологія. Lashchenko, G.I. (2006) *Methods of metal arc welding*. Kiev, Ekotekhnologiya [in Russian].
8. Воропай Н. М., Илюшенко В. М., Ланкин Ю. Н. (1999) Особенности импульсно-дуговой сварки с синергетическим управлением параметрами режимов. *Автоматическая сварка*, **6**, 26–32. Voropaj, N.M., Iyushenko, V.M., Lankin, Yu.N. (1999) Peculiarities of pulsed-arc welding with synergetic control of mode parameters. *Avtomatich. Svarka*, **6**, 26–32 [in Russian].
9. Melton G. B., Aberg P. (1991) Soldadura por pulsacionnes con electrodos rellenos de fundente basico. *Дина*, **6**, 15–18.
10. (1995) *Рекламный проспект фирмы «Hobart»*. The ultimate by Hobart. Ultra – ARC350.

11. Шейко П. П., Павшук В. М. (1992) Источник питания для импульсно-дуговой сварки плавящимся электродом с плавным регулированием параметров. *Автоматическая сварка*, **6**, 44–46.
Shejko, P.P., Pavshuk, V.M. (1992) Power source for pulsed gas metal arc welding with smooth regulation of parameters. *Avtomatich. Svarka*, **6**, 44–46 [in Russian].
12. Palani P. K., Murugan N. (2006) Selection of parameters of pulsed current gas metal arc welding. *Journal of Materials Processing Technology*, **1**, 1–10.
13. Tong H., Ueyama T., Harada H. (2001) Quality and productivity improvement in aluminium alloy thin sheet welding using alternating current pulsed metal inert gas welding system. *Sci. Technol. Weld. Join*, **6**(4), 203–208.
14. Needham J. C., Carter A. W. (1965) Material transfer characteristics with pulsed current. *Brit. Weld. J.*, **5**, 229–241.
15. Rajasekaran S. (1999) Weld bead characteristics in pulsed GMA welding of Al–Mg alloys. *Weld. J.*, **78**(2), 397–407.
16. Murray P. E. (2002) Selecting parameters for GMAW using dimensional analysis. *Ibid*, **81**(7), 125–131.
17. Amin M., Ahmed N. (1987) Synergic control in MIG welding 2 – power current controllers for steady dc open arc operation. *Met. Construct.*, **7**, 331–340.
18. Amin M. (1983) Pulse current parameters for arc stability and controlled metal transfer in arc welding. *Ibid*, **5**, 272–377.
19. Lambert J. A. (1989) Assessment of the pulsed GMA technique for tube attachment welding. *Weld. J.*, **68**(2), 35–43.
20. Essers W. G., Gompal Van. (1984) Arc control with pulsed GMA welding, *Ibid*, **64**(6), 26–32.
21. Amin M. (1981) Synergic pulse MIG welding. *Metal construction*, **6**, 349–353.
22. Миходуй Л. И., Позняков В. Д., Денисенко А. В. (1999) Влияние модуляции тока на свойства сварных соединений низкоуглеродистых высокопрочных сталей, выполненных ручной дуговой сваркой. *Автоматическая сварка*, **4**, 13–18.
Mikhoduj, L.I., Poznyakov, V.D., Denisenko, A.V. (1999) Influence of current modulation on properties of low-carbon high-strength steel welded joints performed by manual arc welding. *Avtomatich. Svarka*, **4**, 13–18 [in Russian].
23. Stanzel K. (2001) Pulsed GMAW cuts cycle time by 600 percent. *Weld. Des. Fabricat.*, **4**, 85–87.
24. Tippins J. (1970) Box beam fabrication using the pulsed MIG process. *Met. Construct. Brit. Weld. J.* **2**, 547–550.
25. Harvey R. C. (1995) Gas metal arc welding fume generation using pulsed current. *Ibid*, **74**(11), 59–68.
26. Tseng K., Chou C. (2002) The effect of pulsed GTA welding on the residual stress of a stainless steel weldment. *Journal of materials processing technology*, **1**, 346–353.
27. Krantz B. M., Coppolecchia V. (1971) The Effects of Pulsed Gas Metal-Arc Welding Parameters on Weld Cooling Rates. *Welding Research Supplement*, **11**, 474–479.
28. Fragetta W. A. (1968) Pulsed power welding of HY-130(T) steel, the effects of welding parameters on arc stability and fusionzone dimensions. Part I. *Air Reduction Co., Inc., Murray Hill, N. J. RE-68-002- CRE-44 Contract NObs-94535* (Jan. 15, 1968).
29. Походня И. К., Головки В. В., Грабин В. Ф., Васильев В. Г. (1997) Особенности термического цикла сварки под флюсом пульсирующей дугой. *Автоматическая сварка*, **9**, 3–8.
Pokhodnya, I.K., Golovko, V.V., Grabin, V.F., Vasiliev, V.G. (1997) Peculiarities of thermal cycle of submerged pulsed-arc welding. *Avtomatich. Svarka*, **9**, 3–8 [in Russian].
30. Joseph D., Farson D. Harwig R. (2005) Richardson Influence of GMAW-P current waveforms on heat input and weld bead shape. *Science and Technology of Welding and Joining*, **10**, 3, 311–318.
31. Tomoyuki Ueyama (2013) Trends in developments in gas shielded arc welding equipment in Japan. *The Paton Welding J.*, **10-11**, 53–60.

ВПЛИВ РЕЖИМІВ ІМПУЛЬСНО-ДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ НА ПАРАМЕТРИ МЕТАЛУ ШВА ТА ЗТВ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ, ВИКОНАНИХ ДРОТОМ СВ-08X20N9Г7Т

В. Д. ПОЗНЯКОВ, А. В. ЗАВДОВСЬВ, О. А. ГАЙВАРОНСЬКИЙ, А. М. ДЕНИСЕНКО, А. А. МАКСИМЕНКО

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Імпульсно-дугове зварювання характеризується періодично змінюваною потужністю дуги та, завдяки своїм особливостям, дозволяє вирішувати складні технологічні питання при створенні унікальних конструкцій, збільшувати продуктивність процесів зварювання, наплавляти корозійностійкі сплави на сталь. В даний час існує безліч виробників зварювального обладнання, які впровадили в своєму виробництві ідеї застосування імпульсного зварювання. Однак дані про вплив імпульсно-дугового зварювання на термічні цикли зварювання носять розрізнений характер і тому важко провести зіставлення між термічними циклами, характерними для зварок стаціонарно палаючою та імпульсною дугою. При зварюванні високовуглецевих сталей виникає необхідність зменшення перемішування металу шва з основним металом і підвищення за рахунок цього опірності зварних з'єднань утворенню холодних тріщин. Для успішного застосування імпульсно-дугового зварювання в рішенні перерахованих вище завдань виникла необхідність в порівняльних дослідженнях впливу режимів імпульсно-дугового зварювання на параметри швів, ЗТВ і термічні цикли зварювання в порівнянні зі зварюванням стаціонарно палаючою дугою, виконаних високолегованими зварювальними матеріалами. Це було основною метою досліджень, результати яких наведені в даній статті. Бібліогр. 31, рис. 8.

Ключові слова: імпульсно-дугове зварювання, зварювання пульсуючою дугою, термічний цикл зварювання, зона термічного впливу, високолеговані зварювальні матеріали

EFFECT OF THE MODES OF PULSED-ARC WELDING ON THE PARAMETERS OF WELD AND HAZ METAL OF WELDED JOINTS MADE WITH SV-08KH20N9G7T WIRE

V. D.P OZNYAKOV, A. V.Z AVDOVEEV, A. A.G AYVORONSKY, A.M .D ENISENKO, A. A.M AKSYMENKO

E.O. Paton Electric Welding Institute NAS of Ukraine
11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Pulsed arc welding is characterized with periodically varying arc power and due to its peculiarities allows solving complex technological issues in development of unique structures, rising efficiency of welding processes, deposit corrosion-resistant alloys on steel. Up to the moment there are a great number of producers of welding equipment introducing in their production the ideas of application of pulsed welding. However, data on effect of pulsed arc welding on the welding thermal cycles have odd nature and, therefore, it is difficult to carry out comparison between the thermal cycles typical for stationary and pulsed arc welding. In welding of high-carbon steels there is a problem of reduction of weld metal stirring with a base metal and due to this increase of welded joint cold crack resistance. Successful application of pulsed arc welding for solution of the problems mentioned above provoked a need in the comparative investigations of effect of modes of pulsed arc welding on parameters of the welds, HAZ and welding thermal cycles in comparison with stationary arc welding produced with high-alloy welding consumables. This was the main aim of the investigations, the results of which are given in this paper. Ref. 31, Fig. 8.

Keywords: pulsed arc welding, welding with pulsating arc, welding thermal cycle, heat affected zone, high-alloy welding consumables

Поступила в редакцию 05.07.2018



Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины
Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт имени Игоря Сикорского»
Международная Ассоциация «Сварка»

Восьмая международная конференция
**ЛУЧЕВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И
ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ**

9 – 13 сентября 2019 г.
Украина, Одесса,

Председатель программного комитета
академик И.В. Кривцун

Тематика конференции

- Лазерная и электронно-лучевая сварка, резка, наплавка, термообработка, нанесение покрытий
- Электронно-лучевая плавка и рафинирование
- Гибридные процессы
- 3D-технологии
- Моделирование лучевых технологий
- Материаловедческие проблемы лазерных и электронно-лучевых технологий

ОБОРУДОВАНИЕ ♦ ТЕХНОЛОГИИ ♦ МОДЕЛИРОВАНИЕ



АДРЕС ОРГКОМИТЕТА
Украина, 03680, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины
Тел./факс: (38044) 200-82-77, 200-81-45
E-mail: journal@paton.kiev.ua
<http://pwi-scientists.com/rus/ltwmp2019>



ПОКАЗАТЕЛИ КОНСТРУКЦИОННОЙ ПРОЧНОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СПЛАВА Д16Т, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ¹, Ю. В. ГОЛОВАТЮК², Т. М. ЛАБУР¹, О. П. ОСТАШ², С. И. МОТРУНИЧ¹

¹ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Физико-механический институт им. Г. В. Карпенко НАН Украины. 79060, г. Львов, ул. Научная, 5

Выполнен комплекс исследований по изучению показателей конструкционной прочности стыковых соединений алюминиевого сплава Д16Т толщиной 2 мм, полученных сваркой трением с перемешиванием. Проанализированы особенности формирования швов и степень разупрочнения металла в зоне образования неразъемных соединений. Проведены механические испытания образцов сварных соединений при статическом и циклическом нагружениях. Построены диаграммы скоростей роста усталостных трещин в основном металле, в зонах термического и термомеханического влияния, на границе этих зон и в металле шва. Показано, что характеристики циклической трещиностойкости металла шва этих соединений более чем в два раза превосходят соответствующие показатели основного металла, что свидетельствует о перспективности применения процесса сварки трением с перемешиванием при изготовлении из сплава Д16Т конструкций ответственного назначения. Библиогр. 19, рис. 8.

Ключевые слова: алюминиевый сплав Д16Т, сварка трением с перемешиванием, микроструктура, циклическая трещиностойкость, конструкционная прочность

Алюминиевые сплавы различных систем легирования широко используются для изготовления аэрокосмической техники [1, 2]. Это обусловлено сочетанием низкой материалоемкости алюминиевых сплавов и достаточно высокими показателями прочности и трещиностойкости, что в совокупности обеспечивает надежную и долговечную эксплуатацию узлов металлоконструкций [3]. В условиях циклического нагружения конструкционная прочность [4] оценивается комплексным параметром $[\sigma_B \Delta K_{th} \Delta K_{fc}]$, где σ_B — предел прочности материала, а также показатели циклической трещиностойкости материала: ΔK_{th} — порог усталости; ΔK_{fc} — циклическая вязкость разрушения [5]. Эти параметры особенно важны при эксплуатации конструкций по принципу безопасной повреждаемости [6].

При изготовлении узлов аэрокосмической техники для получения неразъемных соединений используются различные способы сварки этих алюминиевых сплавов. При этом часто возникают определенные проблемы, обусловленные как химическим составом свариваемых алюминиевых сплавов, так и способом сварки, приводящие к снижению конструкционной прочности сварных соединений. Это и разупрочнение металла в зоне формирования неразъемного соединения [7], и образование литой крупнозернистой структуры швов [8], и появление характерных дефектов в виде пор, макровключений оксидной пленки и горячих кристаллизационных трещин [9–11]. Поэтому для повышения эксплуатационных характеристик узлов из алюминиевых сплавов усовер-

шенствуются существующие технологии сварки и разрабатываются новые способы получения неразъемных соединений.

Одним из наиболее перспективных при изготовлении конструкций ответственного назначения, в том числе и аэрокосмической техники, считается способ сварки трением с перемешиванием (СТП), разработанный в 1991 г. в Британском институте сварки как способ получения соединений в твердой фазе [12]. Процесс СТП имеет характерное отличие от других способов сварки давлением, обусловленное, в основном, использованием специального сварочного инструмента (рис. 1). Поэтому основные стадии формирования неразъемного соединения непосредственно связаны с этим инструментом. Под буртом инструмента происходит нагревание металла до пластического состояния, а также предварительная очистка от оксидной пленки поверхностей свариваемых кромок в результате их трения с рабочей поверхностью бурта. За счет незначительного заглубления

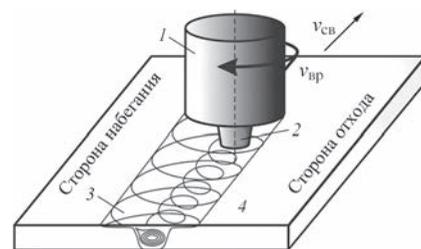


Рис. 1. Схема процесса СТП: 1 — бурт инструмента; 2 — наконечник инструмента; 3 — сварной шов; 4 — свариваемые заготовки

инструмента в свариваемый металл и наклона его относительно вертикальной оси металл постоянно контактирует с передней кромкой бурта, формируя волну пластифицированного свариваемого металла. Перемешивание по всей толщине происходит благодаря вращению наконечника инструмента. Нагретый до пластического состояния металл за счет высокой адгезии алюминия подхватывается боковой поверхностью наконечника и пластически деформируется, перемещаясь за ней. В результате происходит интенсивный массоперенос свариваемого металла, при котором свариваемые кромки очищаются от оксидных пленок и вступают в контакт. Благодаря интенсивной пластической деформации и нагреванию металл переходит к вязкотекучему состоянию, а его зерна в зоне непосредственного воздействия инструмента существенно измельчаются, что дополнительно способствует его вязкопластичному течению. Под задней кромкой бурта благодаря наклону инструмента в вертикальной плоскости создаются условия для дополнительного сжатия металла, перемещенного в эту зону боковой поверхностью наконечника, что способствует протеканию релаксационных процессов (динамическая рекристаллизация, релаксация сварочных напряжений), а также уплотнению металла. Таким образом, физический контакт при СТП происходит в результате деградации границы стыка под воздействием специального инструмента в объеме, ограниченном рабочими поверхностями инструмента, подкладкой и непосредственно свариваемым металлом.

В результате термомеханических условий, при которых формируются неразъемные соединения в процессе СТП, происходит образование специфической структуры швов (рис. 2). В отличие от швов литой структуры, характерной для способов сварки плавлением, они имеют мелкую деформированную структуру с явно выраженным ядром *D*, образовавшуюся вследствие динамической рекристаллизации, с размером зерен до 10 мкм. В примыкающей к ядру зоне *C* термомеханического влияния (ЗТМВ) происходит изгиб, вытягивание и частичная рекристаллизация зерен, поскольку в ней металл подвергается нагреву и пластическому деформированию. За этим

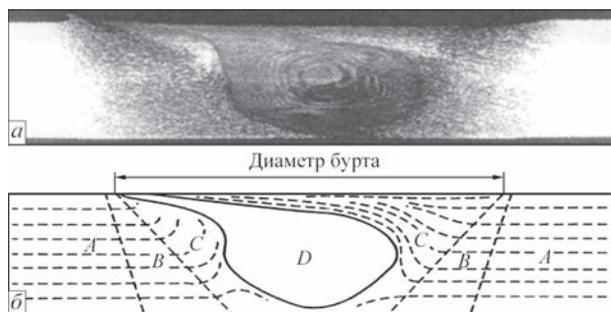


Рис. 2. Поперечный макрошлиф сварного соединения, полученного СТП (*a*), и соответствующее схематическое изображение его характерных зон

участком находится зона *B* термического влияния (ЗТВ), в которой металл остается недеформированным и изменяет свою структуру только вследствие повышения температуры. Далее идет зона основного металла *A*, в которой он никаких изменений не претерпевает [13, 14].

Цель данной работы — оценить прочностные характеристики и циклическую трещиностойкость сварных соединений сплава Д16Т толщиной 2 мм, полученных СТП.

Методика проведения исследований. Исследования проводили на стыковых соединениях листов сплава Д16Т (мас. %: 4,5Cu; 1,7Mg; 0,53Mn; 0,19Si; 0,21Fe; 0,11Zr; 0,06Ti; ост. — Al), сваренных вдоль направления проката. Предел прочности листов данного сплава в состоянии после закалки и естественного старения $\sigma_B = 445$ МПа, а относительное удлинение $\delta = 11$ %. Процесс СТП осуществляли на разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона лабораторной установке. Скорость вращения специального сварочного инструмента [15] с коническим наконечником и буртом диаметром 12 мм составляла 1420 об/мин, а скорость его линейного перемещения (скорость сварки) — 10 м/ч.

Исследования проводили в различных зонах сварного соединения (см. рис. 2): в центральной части (ядре) шва, на границе зон термомеханического и термического влияния, в ЗТМВ и ЗТВ на расстоянии 1 мм от этой границы, а также в основном металле. Эти участки были выбраны в характерных точках изменения локальных значений удельной электропроводности металла (рис. 3, точки *a–e*), являющейся физической характеристикой алюминиевых сплавов, чувствительной к изменению их структуры и локального напряженно-деформированного состояния, происходящего в процессе сварки [3]. Значения удельной электропроводности измеряли, используя метод вихревых токов, с шагом 1 мм при частоте переменного тока 100 кГц, что обеспечивало глубину контроля до 2 мм [16].

Твердость металла измеряли на лицевых поверхностях полученных сварных соединений. Степень разупрочнения металла в зоне сварки оценивали на приборе «ROCKWELL» при нагрузке $P = 600$ Н. Оценка структурных особенностей

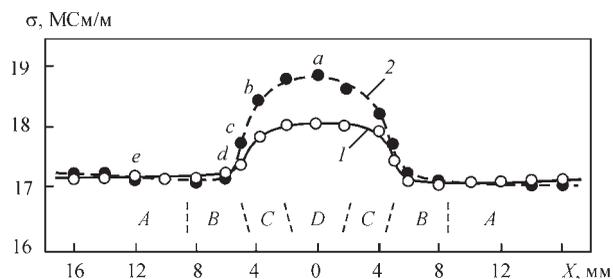


Рис. 3. Изменение удельной электропроводности на лицевой (1) и корневой (2) поверхностях образца в характерных зонах соединения, полученного СТП

сварных соединений осуществляли с помощью оптического электронного микроскопа МИМ-8. Предел прочности сварных соединений $\sigma_B^{c.c}$ и металла шва $\sigma_B^{m.ш}$ определяли на стандартных образцах с шириной рабочей части 15 мм. Характеристики циклической трещиностойкости определяли на образцах-полосах шириной 30 мм с боковым острым (радиусом 0,1 мм) U-образным вырезом глубиной 2 мм вдоль оси исследуемой зоны сварного соединения в соответствии с методикой, принятой ASTM International [17]. На основании полученных экспериментальных данных строили диаграммы скоростей роста усталостной макротрещины — зависимости $da/dN - \Delta K$ при частоте 10...12 Гц и коэффициенте асимметрии $R = 0,1$ цикла нагружения в атмосферной среде при комнатной (20 °С) температуре. Длину трещины измеряли катетометром КМ-6 при 25-кратном увеличении с погрешностью 0,02 мм. Полученные результаты описывали соответствующими аналитическими зависимостями:

$$da/dN = C_1(\Delta K - \Delta K_{th})^{n1}, \quad (1)$$

если $10^{-10} \leq da/dN \leq 10^{-8}$, м/цикл;

$$da/dN = C_2(\Delta K)^{n2}, \quad (2)$$

если $10^{-8} \leq da/dN \leq 10^{-5}$, м/цикл,

где da — прирост длины трещины между двумя последовательными измерениями; dN — количество циклов нагружения между двумя последовательными измерениями; $n1, n2$ — показатель степени, определяемый в соответствии с методикой [17].

Диаграммы скоростей роста усталостных макротрещин изображали линиями, соответствующими этим зависимостям. Характеристиками циклической трещиностойкости выбрали порог усталости $\Delta K_{th} = \Delta K_{10}^{-10}$ и циклическую вязкость разрушения $\Delta K_{fc} = \Delta K_{10}^{-5}$ — размахи коэффициента интенсивности напряжений ΔK при скорости роста трещины $da/dN = 10^{-10}$, м/цикл и 10^{-5} , м/цикл, соответственно. Микрофрактографические особенности усталостного разрушения образцов исследовали на сканирующем электронном микроскопе ZeisEVO-40XVP.

Результаты исследований и их обсуждение.

В результате проведенных исследований установлено, что форма и размеры шва при сварке трением с перемешиванием благоприятно отличаются от полученного аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом (АДСНЭ) благодаря формированию шва на подкладке без формирующей канавки и образованию неразъемного соединения без использования присадочной проволоки (рис. 4). Отсутствие на нем усиления и проплава позволяет избежать высоких уровней концентрации напряжений в местах перехода от шва к основному металлу, отрицательно сказывающихся на эксплуатационно-ресурсных характеристиках сварных соединений.

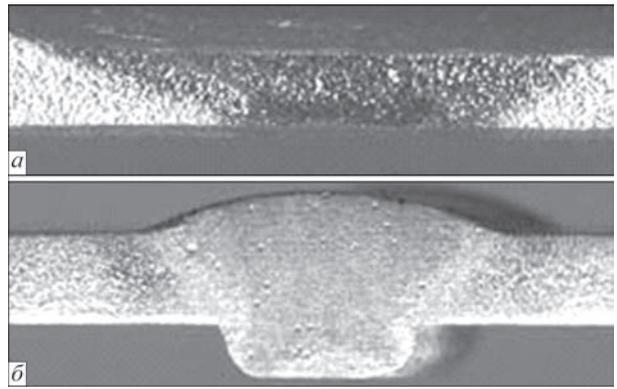


Рис. 4. Поперечные сечения швов сплава Д16Т толщиной 2 мм, полученных сваркой трением с перемешиванием (а) и АДСНЭ (б)

Кроме того, образование неразъемных соединений в твердой фазе без расплавления основного материала препятствует появлению характерных дефектов, возникающих при сварке алюминиевых сплавов плавлением. Так, отсутствие расплавленного металла, в котором растворимость водорода резко повышается, позволяет избежать дополнительного насыщения им зоны сварки за счет миграции этого газа из прилегающих слоев металла и образования пор. А деформирование и интенсивное перемешивание пластифицированного металла по всей толщине свариваемых кромок в процессе сварки способствует дроблению находящихся на них оксидных пленок. Отсутствие при этом расплавленного металла в зоне образования неразъемного соединения позволяет избежать его окисления в процессе сварки. Поэтому в швах, полученных сваркой трением с перемешиванием, отсутствуют дефекты в виде макровключений оксидной пленки, возникающие при АДСНЭ. Наиболее опасными и недопустимыми дефектами для конструкций ответственного назначения являются горячие трещины, образующиеся в процессе кристаллизации расплавленного металла в месте скопления легкоплавких эвтектических включений. Поскольку при сварке трением с перемешиванием шов формируется в твердой фазе и процессы плавления и кристаллизации металла отсутствуют, то образования таких дефектов удастся полностью избежать.

Особенности формирования швов при сварке трением с перемешиванием благоприятно сказываются и на степени разупрочнения металла в зоне образования неразъемных соединений. Так, измерения твердости металла в зоне формирования неразъемного соединения показали, что при сварке сплава Д16Т трением с перемешиванием твердость металла шва находится практически на уровне основного материала (рис. 5). В зоне термомеханического воздействия твердость металла постепенно снижается при удалении от шва, достигая минимального значения ($HRB 97-98$) у границы зон термомеханического и термического

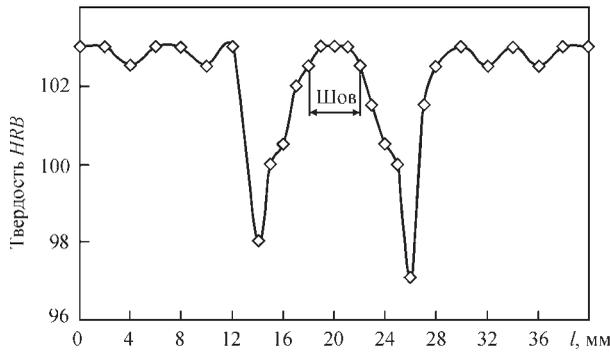


Рис. 5. Распределение твердости в сварных соединениях сплава Д16Т толщиной 2 мм, полученных СТП

влияния, что соответствует месту снижения удельной электропроводимости (см. рис. 3). Поэтому при одноосном статическом растяжении образцы сварных соединений, полученные сваркой трением с перемешиванием, имеют высокий (425 МПа) предел прочности и разрушаются вблизи границы примыкания зоны термомеханического воздействия к зоне термического влияния, где металл имеет минимальную твердость.

Исследования микроструктуры швов показали, что в результате динамической рекристаллизации металла в зоне интенсивной пластической деформации в металле шва формируется дисперсная равновесная структура с размером элементов 1...10 мкм при наличии отдельных интерметаллидов размером 20...25 мкм, сгруппированных в конгломерат зерен размером 70...150 мкм (рис. 6). Исследования циклической трещиностойкости выявили явные отличия диаграммы скорости роста усталостной макротрещины в металле шва (рис. 7, кривая 1), для которого после интенсивной объемной пластической деформации сдвигом среднеамплитудный традиционно прямолинейный участок Периса трансформируется в криволинейный с точкой перегиба при $\Delta K = \Delta K_0 = 20 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$. Это характерно именно для структуры металла шва, полученного в результате интенсивной пластической деформации металла при СТП. Расчет размера циклической пластичной зоны r_p^c за формулой:

$$r_p^c = 1 / 8\pi (\Delta K / \sigma_{0,2})^2, \quad (3)$$

где $\Delta K = 20 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, а предел текучести $\sigma_{0,2} = 340 \text{ МПа}$, дает значение $r_p^c = 138 \text{ мкм}$, что согласуется с размером зерен (70...150 мкм) деформированного в процессе СТП металла шва. Таким

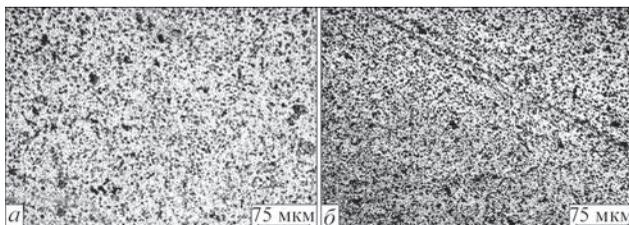


Рис. 6. Микроструктура металла в ядре шва (а) и в ЗТМВ (б) сварного соединения, полученного СТП

образом, перегиб на диаграмме свидетельствует об изменении характера разрушения, когда у вершины усталостной макротрещины пластическая деформация проходит как мультиплоскостное скольжение дислокаций в объеме не одного, а нескольких зерен с привлечением к этому процессов на границах зерен. Можно также предположить, что в такой деформированной структуре могут возникать сжимающие остаточные напряжения [18], обуславливающие значительный эффект закрытия вершины трещины. В результате такой металл шва по сравнению с основным металлом демонстрирует повышенный порог усталости ΔK_{th} и циклическую вязкость разрушения ΔK_{fc} и особенно показатель циклической трещиностойкости на среднеамплитудном участке диаграммы (рис. 7). При этом циклическая трещиностойкость ЗТМВ и ЗТВ несколько ниже по сравнению с металлом шва — незначительно на припороговом участке диаграммы и больше на средне- и высокоамплитудном участках (кривые 2–4). Например, скорость роста усталостной макротрещины при средних размахов ΔK может на порядок превышать этот показатель для металла шва. Самую низкую циклическую трещиностойкость среди всех зон сварного соединения имеет металл ЗТВ (кривая 3), хотя и она несколько выше по сравнению с трещиностойкостью основного металла, вырезанного поперек проката (кривая 5), особенно на припороговом и среднеамплитудном участках диаграмм. При этом трещиностойкость металла ЗТМВ (кривая 2) практически не уступает трещиностойкости основного металла, вырезанного вдоль проката (кривая 6). На высокоамплитудном участке диаграммы показатель трещиностойкости (циклическая вязкость

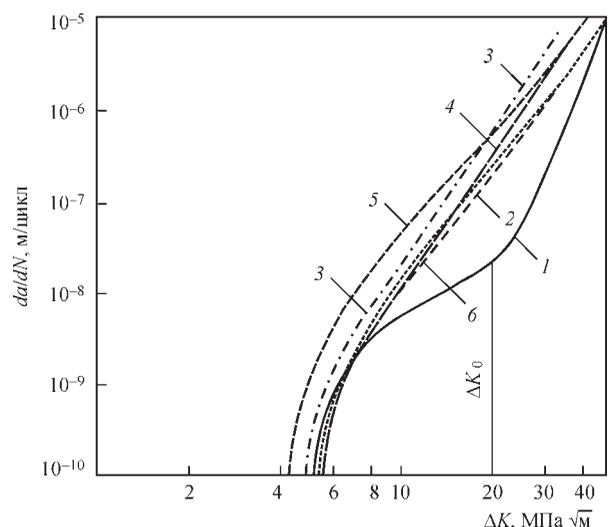


Рис. 7. Диаграммы скорости роста усталостной макротрещины в различных зонах соединения, полученного СТП: 1 — шов; 2 — ЗТМВ; 3 — ЗТВ; 4 — граница зон термомеханического и термического влияния; 5 — основной металл (образцы вырезаны поперек проката); 6 — основной металл (образцы вырезаны вдоль проката)

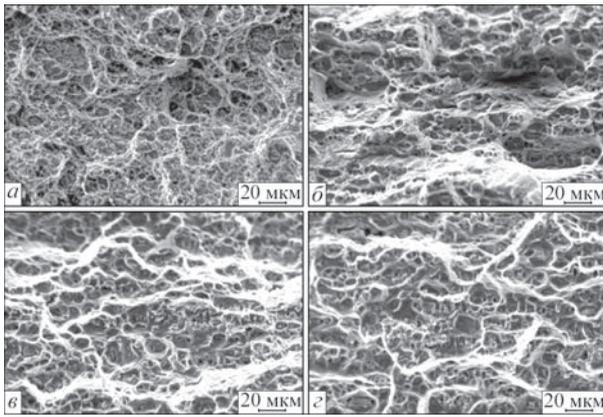


Рис. 8. Микрофрактограммы изломов образцов, разрушенных в различных зонах соединений: *a* — шов; *b* — ЗТМВ; *в* — граница зон термомеханического и термического влияния; *г* — ЗТВ

разрушения ΔK_{fc}) металла ЗТВ значительно ниже по сравнению с основным металлом, вырезанным поперек проката. Поэтому в дальнейшем целесообразно исследовать возможность ее повышения за счет изменения структурных составляющих металла ЗТВ и его напряженно-деформированного состояния за счет послесварочной термической обработки таких соединений [19]. Анализ микрофрактограмм изломов испытанных образцов свидетельствует о том, что микромеханизм роста усталостных трещин во всех исследуемых зонах сварных соединений, полученных СТП, в основном высокоэнергоемкий ямочный. Морфология ямок и деформационных гребней в изломе металла шва наиболее мелкодисперсная — отдельные мелкие откалывающиеся участки (10...20 мкм) соразмерны со структурными элементами шва (рис. 8, *a*). В ЗТМВ возрастает количество участков откола в результате воздействия циклических нагрузок, но они разделены относительно большими зонами с деформационными гребнями (рис. 8, *b*), наиболее проявляющимися на границе ЗТМВ и ЗТВ (рис. 8, *в*). Морфология излома металла на участке ЗТВ характеризуется снижением количества протяженных деформационных гребней и увеличением по сравнению с металлом шва размером квазиоткольных фасеток (рис. 8, *г*), чем, по-видимому, и обусловлено снижение в этой зоне показателя циклической трещиностойкости.

Выводы

1. Процесс сварки трением с перемешиванием позволяет получить качественные сварные соединения сплава Д16Т с высокими показателями статической прочности, что всего на 4...5 % меньше соответствующих показателей основного металла.
2. Высокие показатели прочности таких соединений достигаются за счет снижения уровня концентрации напряжений в местах перехода от шва к основному металлу, отсутствия дефектов (пор,

оксидных включений и горячих кристаллизационных трещин), обусловленных расплавлением и кристаллизацией металла в зоне сварки при АДСНЭ, и формированием мелкодисперсной деформированной структуры швов.

3. Благодаря высоким показателям циклической трещиностойкости сварных соединений сплава Д16Т, полученных в твердой фазе трением с перемешиванием, обеспечивается их высокая конструкционная прочность, что расширяет возможности по применению этого сплава для изготовления аэрокосмической техники.

Список литературы

1. Белецкий В. М., Кривов Г. А. (2005) *Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение)*: Справочник. Фридляндер И. Н. (ред.). Киев, Коминтех.
2. Ищенко А. Я., Лабур Т. М., Бернадский В. Н., Маковецкая О. К. (2006) *Алюминий и его сплавы в современных сварных конструкциях*. Киев, Экотехнология.
3. Остах О. П. (2015) *Механіка руйнування і міцність матеріалів: Довідн. пос. Т. 15*. Панасюк В. В. (ред.). *Структура матеріалів і втомна довговічність елементів конструкцій*. Львів, СПОЛОМ.
4. Романив О. Н. (1979) *Вязкость разрушения конструкционных сталей*. Москва, Металлургия.
5. Остах О. П., Гайворонский О. А., Позняков В. Д., Кулик В. В. (2016) *Спосіб термічної обробки високоміцних низьколегованих вуглецевих сталей*. Україна Пат. 105440.
6. Joint Aviation Requirements, JAR 25.571; 1998.
7. Лозовская А. В., Чайка А. А., Бондарев А. А. и др. (2001) Разупрочнение высокопрочных алюминиевых сплавов при различных способах сварки плавлением. *Автоматическая сварка*, **3**, 15–19.
8. Покляцкий А. Г., Ищенко А. Я., Гринюк А. А. и др. (2002) Аргонодуговая сварка алюминиевых сплавов неплавящимся электродом с колебаниями дуги. *Там же*, **2**, 18–22.
9. Покляцкий А. Г., Гринюк А. А. (2001) Влияние параметров асимметричного и модулированного токов на качество сварных соединений алюминиевых сплавов. *Там же*, **7**, 33–36.
10. Покляцкий А. Г. (2001) Особенности образования макровключений оксидной пленки в металле швов алюминиевых сплавов (Обзор). *Там же*, **3**, 38–40.
11. Ищенко А. Я., Лозовская А. В., Склабинская И. Е. (1999) Механизм торможения кристаллизационных трещин при сварке алюминиевых сплавов, содержащих скандий. *Там же*, **8**, 13–16.
12. Thomas W. M., Nicholas E. D., Needham J. C. Church M. G., Temple Smith P., Dawes C. J. (1991) *Friction Stir Butt Welding*. Int. Patent Application №PCT/GB 92/02203; GB Patent Application № 9125978.8.
13. Pietras A., Zadroga L., Lomozik M. (2004) Characteristics of welds formed by pressure welding incorporating stirring of the weld material (FSW). *Welding International*, **1**, 5–10.
14. Shibayanagi T. (2007) Microstructural aspects in friction stir welding. *Journal of Japan Institute of Light Metals*, **9**, 416–423.
15. Ищенко А. Я., Покляцкий А. Г. (2010) *Інструмент для зварювання тертям з перемішуванням алюмінієвих сплавів*. Україна, Пат. 54096.
16. Ostash O., Uchanin V., Semenets J. et al. (2018) Evaluation of aluminium alloys degradation in aging aircraft. *Research in Nondestructive Evaluation*, **29**, **3**, 156–166.
17. Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. ASTM Standards, E647-93.
18. Bussu G., Irving P. E. (2003) The role of residual stress and heat affected zone properties on fatigue crack propagation in friction stir welded 2024-T351 aluminium joints. *Int. J. Fatigue*, **3**, 77–78.

19. Aydin H., Bayram A., Durgun I. (2010) The effect of post-weld heat treatment on the mechanical properties of 2024-T4 friction stir-welded joints. *Mater. Des.*, **3**, 2568–2577.
- References**
1. Beletsky, V.M., Krivov, G.A. (2005) *Aluminium alloys (composition, properties, technology, application): Refer. book*. Ed. by Fridlyander. Kiev, Komintekh [in Russian].
 2. Ishchenko, A.Ya., Labur, T.M., Bernadsky V.N., Makovetskaya, O.K. (2006) *Aluminium and its alloys in modern welded structures*. Kiev, Ekotekhnologiya [in Russian].
 3. Ostash, O.P. (2015) Fracture mechanics and strength of materials: Refer. book. Ed. by V.V. Panasyuk. Vol. 15: *Structure of materials and fatigue life of structure elements*. Lviv, SPOLOM [in Ukrainian].
 4. Romaniv, O.N. (1979) *Fracture toughness of structural steels*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
 5. Ostash, O.P., Gajvoronsky, O.A., Poznyakov, V.D., Kulyk, V.V. (2016) *Method of heat treatment of high-strength low-alloy carbon steels*. Pat. 105440, Ukraine. Publ. 25.03.2016 [in Ukrainian].
 6. (1998) Joint Aviation Requirements, JAR 25.571.
 7. Lozovskaya, A.V., Chajka, A.A., Bondarev, A.A. et al. (2001) Softening of high-strength aluminium alloys in different fusion welding processes. *The Paton Welding J.*, **3**, 13-17.
 8. Poklyatsky, A.G., Ishchenko, A.Ya., Grinyuk, A.A. et al. (2002) Non-consumable electrode argon-arc welding of aluminium alloys with arc oscillations. *Ibid.*, **2**, 18-22.
 9. Poklyatsky, A.G., Grinyuk, A.A. (2001) Effect of parameters of asymmetric and modulated currents on quality of aluminium alloy welded joints. *Ibid.*, **7**, 33-36.
 10. Poklyatsky, A.G. (2001) Peculiarities of formation of macroinclusions of oxide film in weld metal of aluminium alloys (Review). *Ibid.*, **3**, 36-38.
 11. Ishchenko, A.Ya., Lozovskaya, A.V., Sklabinskaya, I.E. (1999) Mechanism of retardation of solidification cracks in welding of aluminium alloys with scandium. *Avtomatich. Svarka*, **8**, 13-16 [in Russian].
 12. Thomas, W.M., Nicholas, E.D., Needham, J.C., Church, M.G., Templesmith, P., Dawes, C.J. Friction stir butt welding. Int. Pat. PCT/GB 92/02203; GB Pat. Appl. 9125978.8. Publ. 1991.
 13. Pietras, A., Zadroga, L., Lomozik, M. (2004) Characteristics of welds formed by pressure welding incorporating stirring of the weld materials (FSW). *Welding International*, **1**, 5-10.
 14. Shibayanagi, T. (2007) Microstructural aspects in friction stir welding. *J. of Japan Inst. of Light Metals*, **9**, 416-423.
 15. Ishchenko, A.Ya., Poklyatsky, A.G. (2010) *Tool for friction stir welding of aluminium alloys*. Pat. 54096, Ukraine. Publ. 25.10.2010 [in Ukrainian].
 16. Ostash, O., Uchanin, V., Semenets, J. et al. (2018) Evaluation of aluminium alloys degradation in aging aircraft. *Research Nondestructive Evaluation*, **29(3)**, 156-166.
 17. Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. ASTM Standards, E647-93.
 18. Bussu, G., Irving, P.E. (2003) The role of residual stress and heat affected zone properties on fatigue crack propagation in friction stir welded 2024-T351 aluminium joints. *Int. J. Fatigue*, **3**, 77-78.
 19. Aydin, H., Bayram, A., Durgun, I. (2010) The effect of post-weld heat treatment on the mechanical properties of 2024-T4 friction stir-welded joints. *Mater. Des.*, **3**, 2568-2577.

Показники конструкційної міцності зварних з'єднань СПЛАВУ Д16Т, ОТРИМАНИХ Зварюванням тертям з перемішуванням

А. Г. ПОКЛЯЦЬКИЙ¹, Ю. В. ГОЛОВАТЮК², Т. М. ЛАБУР¹, О. П. ОСТАШ², С. І. МОТРУНІЧ¹

¹ІЕЗ ім. С. О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України. 79060, м. Львів, вул. Наукова, 5

Виконано комплекс досліджень з вивчення показників конструкційної міцності стикових з'єднань алюмінієвого сплаву Д16Т товщиною 2 мм, отриманих зварюванням тертям з перемішуванням. Проаналізовано особливості формування швів і ступінь разупрочнення металу в зоні утворення нероз'ємних з'єднань. Проведено механічні випробування зразків зварних з'єднань при статичному і циклічному навантаженнях. Побудовано діаграми швидкостей росту втомних тріщин в основному металі, в зонах термічного і термомеханічного впливу, на межі цих зон і в металі шва. Показано, що характеристики циклічної тріщиностійкості металу шва цих сполук більш ніж в два рази перевершують відповідні показники основного металу, що свідчить про перспективність застосування процесу зварювання тертям з перемішуванням при виготовленні зі сплаву Д16Т конструкцій відповідального призначення. Бібліогр. 19, рис. 8.

Ключові слова: алюмінієвий сплав Д16Т, зварювання тертям з перемішуванням, мікроструктура, циклічна тріщиностійкість, конструкційна міцність

CHARACTERISTICS OF STRUCTURAL STRENGTH OF D16T ALLOY WELDED JOINTS, PRODUCED BY FRICTION STIR WELDING

A.G. POKLYATSKIY¹, Yu.V. GOLOVATUK², T.M. LABUR¹, O.P. OSTASH², S.I. MOTRUNICH¹

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevych Str., Kyiv, 03150. E-mail: office@paton.kiev.ua

²G.V. Karpenko Physico-Mechanical Institute of NASU, 5 Nauchnaya Str., Lvov, 79060

A series of research was performed to study the characteristics of structural strength of butt joints of aluminium alloy D16T 2 mm thick, produced by friction stir welding. Features of weld formation and degree of metal softening in the zone of the produced permanent joint were analyzed. Mechanical testing of welded joint samples was performed at static and cyclic loading. Diagrams of fatigue cracks growth rate in the base metal, heat-affected and thermomechanical impact zones, on the boundary of these zones and in the weld metal were plotted. It is shown that the characteristics of cyclic crack resistance of weld metal of these joints are more than two times higher than the respective values for base metal that is indicative of the good prospects for application of friction stir welding in fabrication of critical structures from D16T alloy. 19 Ref., 8 Fig.

Keywords: aluminium alloy D16T, friction stir welding, microstructure, cyclic crack resistance, structural strength

Поступила в редакцію 09.07.2018

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ И ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПЛАЗМОТРОНА ПРИ МИКРОПЛАЗМЕННОМ НАПЫЛЕНИИ ПРОВОЛОЧНЫМИ МАТЕРИАЛАМИ

Ю. С. БОРИСОВ, А. Н. КИСЛИЦА, С. Г. ВОЙНАРОВИЧ, Е. К. КУЗЬМИЧ-ЯНЧУК, С. Н. КАЛЮЖНЫЙ
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Для определения области рабочих напряжений плазматрона МП-04 установки микроплазменного напыления МПН-004 было построено семейство вольт-амперных характеристик, каждая из которых снималась при неизменном составе и расходе рабочего газа, длине открытого участка дуги и конструктивных размерах плазматрона. Тепловой поток определяли методом проточного калориметрирования. Это позволило определить в условиях процесса микроплазменного проволочного напыления термический КПД плазматрона, среднemasсовую начальную энтальпию и температуру плазменной струи в зависимости от режима работы плазматрона — тока дуги и расхода плазмообразующего газа. Библиогр. 12, рис. 7.

Ключевые слова: микроплазменное проволочное напыление, проволочные материалы, аргоновая плазменная струя, вольт-амперная характеристика плазматрона, температура и энтальпия плазменной струи, термический КПД, напряжение и сила тока плазменной дуги, расход плазмообразующего газа

Технология газотермического нанесения (ГТН) покрытий по типу напыляемых материалов разделяется на порошковое и проволочное напыление [1]. Технология порошкового ГТН отличается разнообразием типов и составов напыляемых материалов, возможностью использования порошков с различным гранулометрическим составом. Однако она имеет ряд недостатков, связанных с трудностью обеспечения точной и стабильной подачи порошков в напыляющую газовую струю, а также необходимостью использования специальных порошковых дозаторов — сложных и дорогостоящих устройств.

Присущая всем порошкам для ГТН разница в размерах их частиц создает проблему неоднородности их нагрева, отражающуюся на качестве покрытий. В случае проволочного ГТН путем управления подачей напыляемого материала (проволоки) обеспечивается его точный и стабильный ввод в струю распляющего газа и гарантированное формирование потока расплавленных продуктов распыления проволоки. Недостаток этого процесса состоит в том, что состав напыляемого материала ограничен пластичными металлами. Однако в последнее время расширение применения порошковых проволок в определенной степени нивелирует этот недостаток.

Проволочное ГТН на практике представлено процессами электродуговой металлизации, газоплазменного проволочного напыления и в несколько меньшем объеме плазменного ГТН с

применением систем распыления «нейтральная проволока» и «проволока-анод» [2].

Созданная в ИЭС им. Е. О. Патона технология микроплазменного напыления покрытий (МПН) на первом этапе использовала технологию порошкового напыления. Для его реализации была разработана конструкция плазматрона, отличающаяся вынесенным анодом и наличием канала подачи защитного газа, экранирующего струю плазмы [3].

Формирование струи плазмы, распределение в ее объеме значений температуры и скоростей определяется как параметрами работы плазматрона, так и его конструкцией. В связи с этим при создании новой конструкции плазматрона необходимым этапом разработки технологии напыления с его использованием является определение его основных характеристик и предельных уровней температур и скоростей плазменной струи. Эта оценка необходима для установления возможностей плазматрона в части нагрева и плавления частиц напыляемого материала.

При разработке технологии микроплазменного напыления покрытий с использованием нейтральной проволоки необходимо было исследовать характеристики микроплазматрона и микроплазменной струи, генерируемой им в условиях напыления с использованием проволочных материалов.

Целью эксперимента является исследование термического КПД работы плазматрона η и опре-

деление среднemasсовой начальной энтальпии и температуры плазменной струи в зависимости от режимов работы плазмотрона: тока дуги I_d и расхода плазмообразующего $Q_{пг}$ газа.

Методика определения характеристик микроплазмотрона для условий МПН. Плазмотрон — преобразователь электрической энергии в тепловую. Поэтому с одной стороны, дуга плазменной струи как элемент электрической цепи характеризуется электрическими параметрами (током, напряжением), а с другой стороны, как источник тепла, — тепловыми параметрами (температурой, теплосодержанием). Существует сложная взаимосвязь между параметрами первой и второй группы.

Энтальпия (ΔH) — количество тепла, содержащееся в единице объема или массы струи, является важным тепловым параметром плазменной струи. Влияние расхода и состава рабочего газа на напряжение дуги наглядно иллюстрируется вольт-амперными характеристиками плазмотронов (ВАХ), представляющими собой зависимость между напряжением и током дуги при прочих равных условиях (длине дуги, параметрах плазмотрона, внешних условиях). В области малых токов ВАХ плазмотронов падающие, а с увеличением тока переходят в независимые и возрастающие. При неизменном составе газа напряженность всех участков столба плазменной дуги увеличивается при увеличении степени его сжатия. Степень сжатия столба дуги растет (до определенного предела) при уменьшении диаметра формирующего сопла и увеличении расхода рабочего газа. Как показывают исследования, основная масса газа проходит по периферийным областям столба и по мере увеличения расхода все интенсивнее охлаждает и сжимает столб. Чем интенсивнее обжата дуга, тем при меньшем значении тока ее ВАХ переходит в возрастающую. Таким образом, напряжение плазменной дуги зависит от конструктивных размеров плазмотрона от тока дуги, состава и расхода рабочего газа [4–6].

Для определения области рабочих напряжений плазмотрона строят семейство ВАХ, каждая из которых снимается при изменении расхода плазмообразующего газа $Q_{пг}$ и неизменных конструктивных размеров плазмотрона.

Для проведения эксперимента использовали плазмотрон МП-04 конструкции ИЭС им. Е. О. Патона. Измерения проводили при диаметре канала плазмформирующего сопла 1,0 мм и диаметре электрода 1,5 мм. Расстояние от конца электрода до торца сопла равнялось 1,0 мм, расстояние от торца сопла до анода 1,5 мм. В качестве плазмообразующего и защитного газа использовали аргон. Расход плазмообразующего газа изменялся в

пределах 100...300 л/ч. Расход защитного газа во всех опытах поддерживался равным 400 л/ч.

Потери на нагрев деталей плазмотрона оценивали согласно методикам, описанным в работах [7, 8], по величине теплового потока $Q_{пв}$ (Дж) воспринимаемого водоохлаждаемыми поверхностями плазмотрона (медного анода, катодного узла и плазмформирующего сопла).

$$Q_{пв} = c\rho Q_{в}\Delta T, \quad (1)$$

где c — теплоемкость воды, Дж/(г·К); ρ — плотность воды, г/см³; $Q_{в}$ — расход воды, см³/с; ΔT — разность температуры воды на входе и выходе из калориметра, °С.

Расход воды через калориметр (секции калориметра) измеряли ротаметрами РС-5, разность температур ΔT с помощью ртутных термометров с ценой деления 0,1 °С.

Тепловой поток определяли методом проточного калориметрирования на экспериментальной установке, схема которой показана на рис. 1.

Термический КПД плазмотрона вычисляли по соотношению:

$$\eta = 1 - \frac{P_{н}}{P_{д}}, \quad (2)$$

где $P_{д}$ — мощность дуги, определяемая как произведение $I_{д}$, $U_{д}$, Вт; $P_{н}$ — мощность теплового потока, расходуемая на нагрев водоохлаждаемых поверхностей плазмотрона (медного анода, катодного узла и плазмформирующего сопла), которая определяется величиной $Q_{пв}$ и потерями тепла на излучение $P_{ос}$; $P_{н} = Q_{пв} + P_{ос}$.

Считая плазму оптически тонкой (прозрачной для собственного излучения), потери на излучение (учитывая, что при работе плазмотрона МП-04 дуга горит вне корпуса плазмотрона — между выносным анодом и кончиком катода), можно оценить по формуле:

$$P_{ос} = \frac{\pi d^2}{4} l \psi(\bar{T}), \quad (3)$$

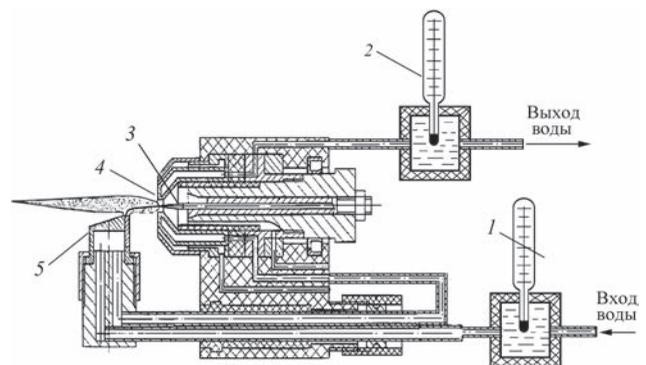


Рис. 1. Схема эксперимента по определению КПД работы плазмотрона: 1 — термометр, измеряющий температуру воды на входе в плазмотрон; 2 — термометр, измеряющий температуру воды на выходе из плазмотрона; 3 — катод; 4 — плазмформирующее сопло; 5 — анод

где d — диаметр столба дуги; l — длина открытого участка дуги; $(\pi d^2 / 4)l$ — объем плазмы; ψ — объемные потери плазмы на излучение, Вт/м³; T — среднемаховая температура плазмы, К.

Энтальпию ΔH (Дж/л) плазменной струи определяли из соотношения:

$$\Delta H = \frac{P_d \eta}{Q_{пр}}, \quad (4)$$

где $Q_{пр}$ — расход плазмообразующего газа, л/ч; η — термический КПД плазмотрона; P_d — мощность дуги, Дж/ч.

Температуру струи определяли по таблицам её связи с энтальпией в работе [9].

Измерение ВАХ микроплазмотрона МП-04 при проволочном напылении. ВАХ плазмотрона демонстрирует связь между напряжением плазменной дуги и силой тока. ВАХ позволяет установить диапазон устойчивой работы источника питания при изменении режимов работы плазмотрона.

Напряжение плазменной дуги зависит от конструктивных размеров плазмотрона (диаметр сопла, длина сопла), тока дуги, состава и расхода рабочего газа и от величины межэлектродного промежутка.

Основными тепловыми характеристиками плазмотрона являются термический КПД его работы $\eta_{тр}$, энтальпия ΔH и температура плазменной струи.

Расчетную оценку влияния параметров режима работы плазмотрона на энтальпию плазменной струи проводили с использованием выражения (4). С увеличением мощности дуги P_d возрастает температура и энтальпия ΔH плазменной струи. Влияние расхода плазмообразующего газа $Q_{пр}$ противоположное. Мощность дуги определяется, в свою очередь, двумя параметрами — силой тока и напряжением.

Для определения области рабочих напряжений плазмотрона МП-04 было построено семейство ВАХ, каждая из которых снималась при неизменном составе и расходе рабочего газа, длине открытого участка дуги и неизменных конструктивных размерах плазмотрона (рис. 2).

Обработка результатов эксперимента показывает, что ВАХ плазмотрона МП-04 являются восходящими и имеют линейный вид. Известно, что восходящие ВАХ в большинстве случаев являются более энергетически выгодными, так как при использовании источников питания не требуют введения в цепь дополнительного балластного сопротивления, падение напряжения на котором может достигать 50 % [10]. Таким образом, восходящие ВАХ микроплазмотрона МП-04 позволяют использовать для работы с ним источники пита-

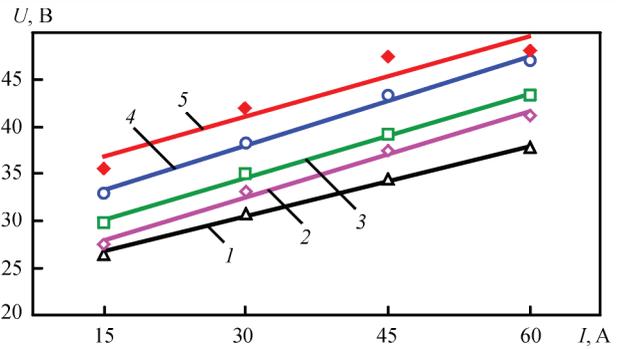


Рис. 2. ВАХ плазмотрона МП-04 (диаметр сопла 1 мм, плазмообразующий газ — аргон, расход плазмообразующего газа, л/ч: 1 — 100; 2 — 150; 3 — 200; 4 — 250; 5 — 300

ния как с крутопадающей внешней ВАХ, так и с жесткой внешней ВАХ [11].

Установлено, что при неизменном расстоянии «катод-анод» и неизменном составе газа напряжение линейно возрастает с увеличением силы тока и расходом плазмообразующего газа (рис. 2 и 3), тем самым увеличивается мощность плазмотрона.

Рост напряжения при увеличении расхода рабочего газа можно объяснить увеличением степени сжатия столба дуги. При обдуве дугового разряда на его границе за счет интенсивного теплообмена между газом и столбом дуги происходит процесс деионизации, что приводит к сокращению диаметра разряда и росту напряженности электрического поля в нем. Чем интенсивнее обжата дуга, тем при меньшем значении тока ее ВАХ переходит в возрастающую.

Из ВАХ (рис. 2 и 3) видно, что для рабочих значений силы тока и расхода плазмообразующего газа напряжение находится в пределах 25...50 В. Используя зависимость, приведенную в работе [12], можно считать, что источник питания для возбуждения дуги и устойчивой работы плазмотрона МП-04 на режимах, обеспечивающих распыление проволочных материалов, должен иметь возможность плавного регулирования тока в диа-

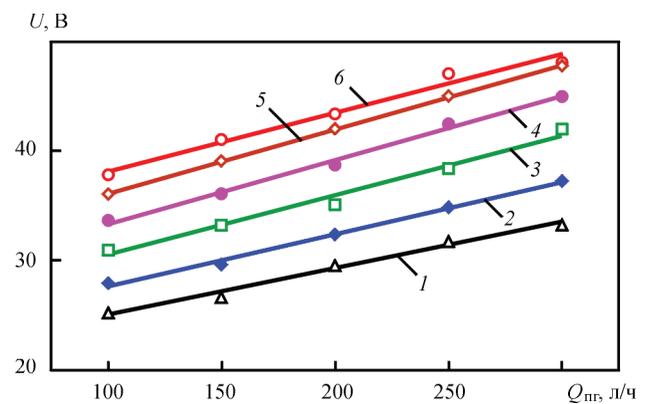


Рис. 3. Изменение напряжения плазмотрона МП-04 в зависимости от расхода плазмообразующего газа при разных значениях силы тока, А: 1 — 10; 2 — 20; 3 — 30; 4 — 40; 5 — 50; 6 — 60

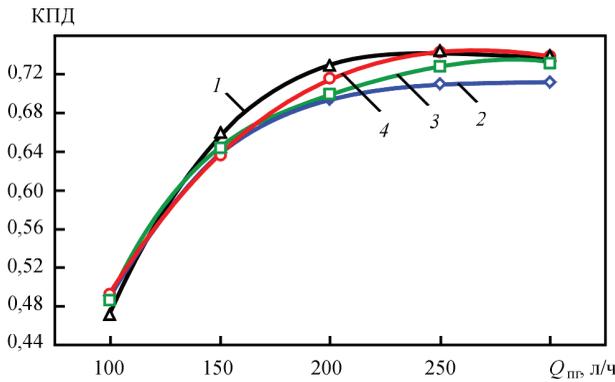


Рис. 4. Изменение термического КПД плазматрона МП-04 в зависимости от расхода плазмообразующего газа при разных значениях силы тока, А: 1 — 15; 2 — 30; 3 — 45; 4 — 60

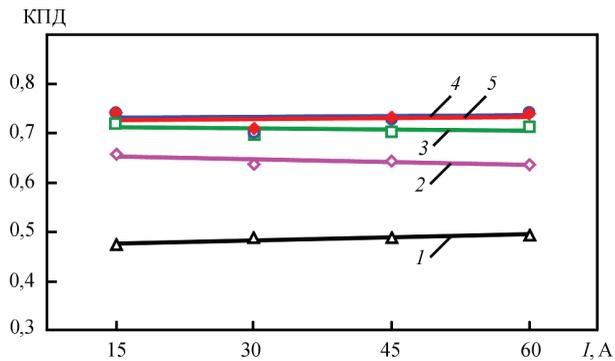


Рис. 5 Изменение термического КПД плазматрона МП-04 в зависимости от силы тока при разных значениях расхода плазмообразующего газа, л/ч: 1 — 100; 2 — 150; 3 — 200; 4 — 250; 5 — 300

пазоне 20...80 А и напряжение холостого хода не менее 60 В.

Исследования термического КПД микроплазматрона показали, что изменение силы тока от 15 до 60 А во всем диапазоне расхода плазмообразующего газа 100...300 л/ч практически не приводит к его изменению (рис. 4). Установлено, что термический КПД плазматрона увеличивается с увеличением расхода плазмообразующего газа в диапазоне 100...200 л/ч, а в диапазоне расходов 200...300 л/ч роста КПД не наблюдается. Это объясняется наступлением баланса между энергией, которая отбирается плазмообразующим газом и системой охлаждения плазматрона, а также наступлением критических условий, при которых сжатие дуги максимально и потери в стенке сопла остаются на одном уровне. Максимальный КПД микроплазматрона МП-04 достигает 75 %, что превышает результат, полученный в условиях МПН порошков [12].

Проведенные исследования показали, что КПД плазматрона МП-04 практически не изменяется с изменением силы тока при расходах газа, превышающих 100 л/ч (рис. 5).

Определение энтальпии и температуры аргоновой плазменной струи при микроплазменном проволоочном напылении. При микроплаз-

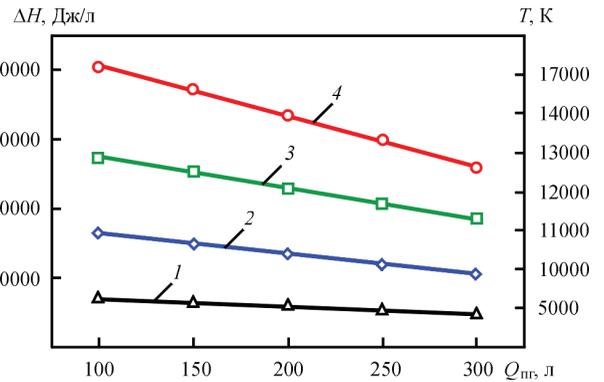


Рис. 6. Изменение энтальпии в зависимости от расхода газа для разных значений силы тока, А: 1 — 15; 2 — 30; 3 — 45; 4 — 60

менном проволоочном напылении для улучшения условий процесса плавления проволоки и диспергирования капли расплава металла, образующейся на торце нейтральной проволоки, и формирования струи, содержащей частицы напыляемого материала, используется повышенный расход газа при малом значении тока плазменной дуги. Поэтому энтальпия плазменной струи значительно ниже, чем при микроплазменном порошковом напылении. На рис. 6 видно, что с повышением расхода газа при менее интенсивном повышении мощности струи значения энтальпии и температуры струи плазмы снижаются.

Проведенный расчет параметров плазмы позволил по данным зависимости температуры аргона от энтальпии [9] определить температуру микроплазменной струи. Максимальная температура струи составляет 17700 К при минимальном расходе газа (100 л/ч) и максимальной силе тока (60 А), а минимальная температура равна 5000 К при максимальном расходе газа (300 л/ч) и минимальной силе тока (15 А) (рис. 6).

При фиксированном напряжении мощность дуги можно регулировать более гибким параметром — силой тока дуги. Энтальпия струи с увеличением силы тока, а следовательно и мощность

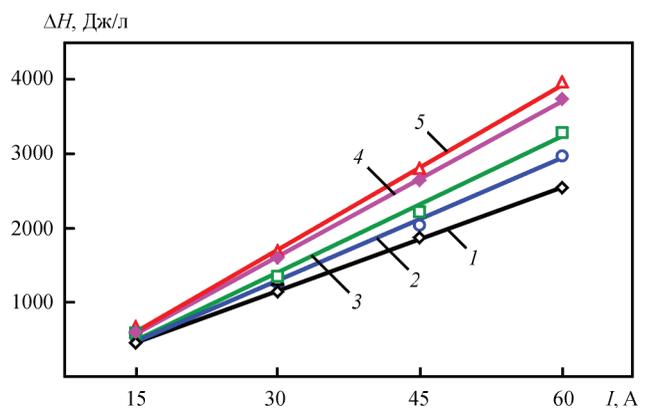


Рис. 7. Изменение энтальпии в зависимости от силы тока при разных значениях расхода плазмообразующего газа, л/ч: 1 — 100; 2 — 150; 3 — 200; 4 — 250; 5 — 300

дуги, возрастает линейно при всех расходах газа (рис. 7).

Поскольку напряжение в основном определяется конструкцией плазмотрона и составом плазмообразующего газа, то выбор режима его работы в процессе напыления заключается в установлении оптимальной комбинации силы тока и расхода плазмообразующего газа. Нижний и верхний уровень расхода плазмообразующего газа связан с условиями работы микроплазмотрона (тепловой нагрузкой на стенки сопла, стойкостью анода, стабильностью процесса).

Выводы

В результате измерения электрических и тепловых характеристик турбулентной микроплазменной струи аргона при распылении нейтральной проволоки установлено, что ВАХ микроплазмотрона с выносным анодом в этих условиях линейно возрастает в диапазоне токов 10...60 А для расходов плазмообразующего газа 100...300 л/ч, а КПД микроплазмотрона практически не зависит от значения силы тока и возрастает с 48 до 73 % с увеличением расхода плазмообразующего газа от 100 до 200 л/ч. Дальнейшее увеличение расхода плазмообразующего газа до 300 л/ч не приводит к изменению КПД. Расчетная величина энтальпии плазменной струи в этих условиях достигает 40 кДж/л, что эквивалентно температуре аргона струи 17700 К.

Список литературы

1. Ющенко К. А., Борисов Ю. С., Кузнецов В. Д., Корж В. М. (2007) *Инженерія поверхні*. Підручник. Київ, Наукова думка.
2. Бобров Г. В., Ильин А. А. (2004) *Нанесение неорганических покрытий*. Москва, Интернет Инжиниринг.
3. Борисов Ю. С., Войнарівич С. Г., Фомакін О. О., Ющенко К. А. (2002) Україна Декл. Пат. UA B23K10/00. *Плазмотрон для напылення покриттів*. № 2002076032
4. Жуков М. Ф., Смоляков В. Я., Урюков Б. А. (1973) *Электродуговые нагреватели газа (плазмтроны)*. Москва, Наука.
5. Коротаев А. С., Костылев А. М., Коба В. В. и др. (1969) *Генераторы низкотемпературной плазмы*. Москва, Наука.

6. Донской А. В., Клубникін В. С. (1979) *Электроплазменные процессы и установки в машиностроении*. Ленинград, Машиностроение.
7. Патон Б. Е., Гвоздецкий В. С., Дудко Д. А. и др. (1979) *Микроплазменная сварка*. Киев, Наукова думка.
8. Гладкий П. В. (1999) Тепловые характеристики дуги наплавочных плазмотронов. *Автоматическая сварка*, **6**, 13–15.
9. Энгельшт В. С., Гурович В. Ц., Десятков Г. А. и др. (1990) *Теория столба электрической дуги*. Низкотемпературная плазма. Т.1. Новосибирск, Наука.
10. Коротаев А. С. (1980) *Электродуговые плазмтроны*. Москва, Машиностроение.
11. Борисов Ю. С., Харламов Ю. А., Сидоренко С. Л., Ардаговская Е. Н. (1987) *Газотермические покрытия из порошковых материалов*. Киев, Наукова думка.
12. Borisov Yu., Sviridova I., Voynarovich S. et al. (2002) Investigation of the microplasma spraying processes. *Proceedings of the ITSC, Essen*, pp. 335–338.

References

1. Yushchenko, K.A., Borisov, Yu.S., Kuznetsov, V.D., Korzh, V.M. (2007) *Surface engineering*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
2. Bobrov, G.V., Iliin, A.A. (2004) *Deposition of inorganic coatings*. Moscow, Internet Engineering [in Russian].
3. Borisov, Yu.S., Voynarovich, S.G., Fomakin, O.O., Yushchenko, K.A. (2002) *Plasmatron for spraying of coatings*. Pat. 2002076032, Ukraine, Int. Cl. B23K10/00 [in Ukrainian].
4. Zhukov, M.F., Smolyakov, V.Ya., Uryukov, B.A. (1973) *Electric arc heaters of gas (plasmatrons)*. Moscow, Nauka [in Russian].
5. Korotaev, A.S., Kostilyov, A.M., Koba, V.V. et al. (1969) *Generators of low-temperature plasma*. Moscow, Nauka [in Russian].
6. Donskoj, A.V., Klubnikin, V.S. (1979) *Electroplasma processes and systems in mechanical engineering*. Leningrad, Mashinostroenie [in Russian].
7. Paton, B.E., Gvozdetsky, V.S., Dudko, D.A. et al. (1979) *Microplasma welding*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
8. Gladky, P.V. (1999) Thermal characteristics of arc of surfacing plasmatrons. *Avtomatich. Svarka*, **6**, 13-15 [in Russian].
9. Engelsht, V.S., Gurovich, V.Ts., Desyatkov, G.A. et al. (1990) *Theory of electric arc column*. Low-temperature plasma. Vol. 1. Novosibirsk, Nauka. [in Russian].
10. Korotaev, A.S. (1980) *Electric arc plasmatrons*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
11. Borisov, Yu.S., Kharlamov, Yu.A., Sidorenko, L., Ardatovskaya, E.N. (1987) *Thermal coatings from powder materials*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
12. Borisov, Y.S., Sviridova, I., Voynarovich, S. et al. (2002) Investigation of the microplasma spraying processes. In: *Proc. of ITSC, Essen*, 335-338.

ДОСЛІДЖЕННЯ ЕЛЕКТРИЧНИХ ТА ЕНЕРГЕТИЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПЛАЗМОТРОНА ПРИ МІКРОПЛАЗМОВОМУ НАПИЛЕННІ ДРОТОВИМИ МАТЕРІАЛАМИ

Ю. С. БОРИСОВ, О. М. КИСЛИЦЯ, С. Г. ВОЙНАРОВИЧ, Є. К. КУЗЬМИЧ-ЯНЧУК, С. М. КАЛЮЖНИЙ

ІЕЗ ім. С. О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Для визначення області робочих напруг плазмотрона МП-04 установки мікроплазмового напылення МПН-004 було побудовано вольт-амперні характеристики, кожна з яких фіксувалися при незмінному складі і витраті робочого газу, довжині відкритої ділянки дуги і конструктивних розмірах плазмотрона. Тепловий потік визначали методом проточного калориметрування. Це дозволило визначити в умовах процесу мікроплазмового дротового напылення термічний ККД плазмотрона, середньомасову початкову ентальпію і температуру плазмового струменя в залежності від режиму роботи плазмотрона — струму дуги і витрати плазмоутворюючого газу. Бібліогр. 12, рис. 7.

Ключові слова: мікроплазмове дротове напылення, дротові матеріали, аргонно плазмовий струмінь, вольт-амперна характеристика плазмотрона, температура і ентальпія плазмового струменя, термічний ККД, напруга і сила струму плазмової дуги, витрата плазмоутворюючого газу

INVESTIGATION OF ELECTRIC AND ENERGY CHARACTERISTICS OF THE PLASMATRON IN MICROPLASMA SPRAYING WITH WIRE MATERIALS

YU.S .B ORISOV, AN .K ISLITSA, S G . VOYNAROVICH, E K .K UZMICH-YANCHUK, S N .K ALYUZHNY

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

To determine the range of operating voltages of the plasmatron MP-04 of the installation MPN-004 for microplasma spraying, a family of volt-ampere characteristics was plotted, each of them was taken at the constant composition and consumption of the working gas, the length of the arc open section and the design dimensions of plasma. The heat flow was determined by the flow-through calorimetry method. It allowed determining the thermal efficiency of the plasmatron, the average mass initial enthalpy and the temperature of the plasma jet, depending on the plasmatron operating mode, i.e. arc current and plasma-forming gas consumption, under conditions of the microplasma wire spraying process. 13 Ref., 7 Fig.

Keywords: microplasma wire spraying, wire materials, argon plasma jet, volt-ampere characteristics of plasmatron, temperature and enthalpy of plasma jet, thermal efficiency coefficient, voltage and current strength of plasma arc, consumption of plasma-forming gas

Поступила в редакцию 10.07.2018

Новые книги

ISBN 978-617-7015-74-0

Физические процессы при сварке и обработке материалов. Теоретическое исследование, математическое моделирование, вычислительный эксперимент: Сб. статей и докладов под ред. акад. НАН Украины И.В. Кривцуна. — Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 2018. — 642 с.

Сборник включает 86 статей и докладов сотрудников отдела физики газового разряда и техники плазмы института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, опубликованных за период 1978–2018 гг. В нем обобщен сорокалетний опыт научно-исследовательской деятельности отдела в области теоретического исследования и компьютерного моделирования физических явлений, протекающих при дуговых, плазменных, лазерных и гибридных процессах сварки, наплавки и напыления покрытий. Может быть интересен и полезен ученым, инженерам и технологам, занимающимся проблемами дуговой, плазменной, лазерной и гибридной сварки и обработки материалов, а также аспирантам и студентам, изучающим теоретические основы сварочных и родственных процессов.

ISBN 978-966-8177-89-7

Мазур А. А. Очерки истории Патоновской научной школы: Сборник. 2-е изд., испр., доп. Киев, ИЭС; Харьков, ФЛП Либуркина Л. М., 2018. — 216 с.

В сборнике представлена информация о всемирно известной Патоновской научно-инженерной школе в области сварки и родственных технологий, которая была создана выдающимся ученым академиком Е. О. Патонем и развита достойным продолжателем его дела академиком Б. Е. Патонем. Освещены основные этапы и принципы создания и развития этой школы, ее влияние на мировую сварочную науку и технику, вклад в обеспечение экономической и военной безопасности страны.

Сборник рассчитан на широкий круг читателей, которые интересуются вопросами научно-технического, инновационного и экономического развития страны, а также молодежи, выбирающей свой жизненный путь.



Сборники можно заказать в редакции журнала «Автоматическая сварка».

ПРИМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ СВАРКИ В СТРОИТЕЛЬСТВЕ

К. А. ЮЩЕНКО, И. И. ЛЫЧКО, С. М. КОЗУЛИН, А. А. ФОМАКИН, И. С. НЕСЕНА

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Изложены результаты экспериментальных исследований и конструкторских разработок, явившихся основой для создания технологии и техники выполнения электрошлаковой сварки плавящимся мундштуком элементов усиления строительных колонн высотного здания. Описан опыт применения разработанной технологии при строительстве высотного здания. Показаны преимущества использования новых аппаратов и специальной технологической оснастки при выполнении сварочных работ в монтажных условиях. Библиогр. 15, рис. 7.

Ключевые слова: строительные колонны, пояса, элементы усиления, электрошлаковая сварка, плавящийся мундштук, специальная технологическая оснастка, монтажные условия, производительность сварочных работ

Одной из специфических особенностей применения сварочных процессов в строительстве является строгое соответствие сроков выполнения сварочных работ срокам выполнения строительно-монтажных работ. Для обеспечения одновременности выполнения этих работ к сварочным технологиям предъявляются особые требования, а именно: высокая производительность процесса, мобильность, повышенная надежность сварочного оборудования и его нечувствительность к неблагоприятным (полевым) условиям эксплуатации, невысокая трудоемкость, минимальные затраты времени на сборочно-подготовительные операции.

В последние годы значительный рост объемов строительства высотных административных зданий вызвал потребность использования проектными институтами металлопроката повышенной толщины (60 мм и более) для изготовления цельносварных несущих колонн. В настоящее время пояса строительных колонн и элементы усиления их проемов соединяют ручной сваркой покрытыми электродами либо механизированной сваркой сплошной или порошковой проволокой, т. е. способами, которые для указанных толщин отличаются высокой трудоемкостью и низкой производительностью, что существенно увеличивает сроки строительно-монтажных работ.

На начальной стадии строительства цокольных этажных перекрытий при возведении высотного экспериментального здания «Общественный центр» (г. Киев) возникла необходимость существенно повысить производительность сварочных работ. Было предложено заменить электродугую сварку покрытыми электродами на электрошлаковую сварку как наиболее производительный способ соединения металлов неограниченной толщины [1], что и явилось целью настоящей работы.

Впервые электрошлаковая сварка (ЭШС) в строительстве была применена в СССР при сооружении кожухов доменных печей, монтаже металлоконструкций промышленных зданий, большегрузных конвертеров, технологических аппаратов для заводов по производству глинозема, массивных водоводов и т. д. [1].

Известен также опыт успешного применения ЭШС в США и Японии при изготовлении массивных строительных конструкций для административных зданий [2–6]. ЭШС применяли для соединения продольных стыков балок таврового и двутаврового сечения при изготовлении тяжелых строительных колонн [3], а также соединения угловых колонн с опорными плитами и диагональными связями [5]. При этом наибольшее применение для изготовления цельносварных колонн для стальных каркасов 52...59-этажных зданий получил способ ЭШС плавящимся мундштуком (ЭШСПМ) за счет возможности сваривать разнотолщинные элементы толщиной 44...73 мм [7]. В настоящее время в этих странах широко применяют ЭШСПМ для соединения внутренних диафрагм толщиной 40...150 мм с поясами строительных колонн прямоугольного профиля [8, 9] при их изготовлении в производственных условиях.

Согласно Рабочему проекту конструкция строительных колонн строящегося 54-этажного экспериментального здания «Общественный центр» в поперечном сечении напоминает форму мальтийского креста (рис. 1), к проемам, расположенным между торцами поясов 1, требовалось приварить элементы усиления 2 (толщина 90 мм, длина 800...1450 мм) с целью последующего возведения на их базе цокольных этажных перекрытий. Пояса колонн изготовлены из новой конструкционной

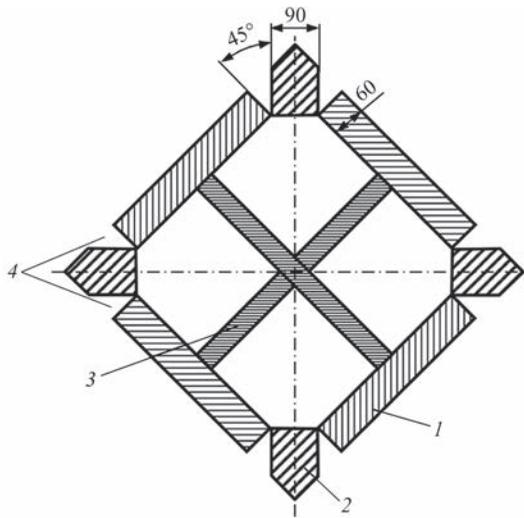


Рис. 1. Схема сборки стыков для сварки элементов усиления проемов поясов строительной колонны типа «мальтийский крест»: 1 — поперечное сечение пояса колонны; 2 — элемент усиления колонны; 3 — ребро жесткости; 4 — сварные стыки стали 06ГБ-390 (ТУ У 27.1-05416923-085-2006) толщиной 50 мм, а элементы усиления их проемов из стали 09Г2С-15 (ГОСТ 19281-89). Отличительной особенностью стали 06ГБ является ее хорошая свариваемость, высокая сопротивляемость замедленному разрушению и образованию холодных трещин по сравнению с известными марками низколегированных сталей данного класса прочности [10].

Согласно проектной документации в местах приварки элементов усиления к поясам строительных колонн была предусмотрена V-образная

разделка кромок, которая предназначена для выполнения многопроходной электродуговой сварки в вертикальном положении (порядка 300 проходов). Для применения ЭШСПМ за один проход потребовалось разработать специальную технологию и технику соединения элементов усиления с колонной.

В связи с нестандартной формой разделки кромок, неблагоприятными условиями труда в подземном пространстве (высокая влажность, абразивная и цементная пыль), а также сложностью формирования обратной стороны стыка, для достижения поставленной цели было необходимо решить следующие задачи:

- разработать технологию и технику выполнения ЭШС, обеспечивающую гарантированное сплавление присадочного металла с основным, качественное формирование металла шва и отсутствие дефектов;

- разработать и изготовить портативные сварочные аппараты повышенной надежности, системы управления которых защищены от возможного проникновения влаги и пыли, что характерно для монтажных условий эксплуатации. Конструкция аппаратов должна обеспечить быструю их установку на изделия, а также демонтаж;

- разработать специальные приспособления для оперативного крепления сварочных аппаратов на строительных колоннах;

- разработать технологическую оснастку, обеспечивающую качественное формирование наружных и обратных сторон электрошлакового шва, а также приспособления для ее оперативного монтажа и демонтажа с изделия, особенно в труднодоступных участках.

Для решения поставленных задач были проведены конструкторские работы и экспериментальные исследования. Отработку параметров режима ЭШСПМ осуществляли на натуральных образцах, изготовленных из указанных выше сталей с использованием источника питания постоянного тока. В качестве сварочных материалов использовали электродную проволоку СВ-08Г2С и сварочный флюс АН-8У. С целью снижения тепловложения скорость сварки составляла 1,6...2 м/ч.

Для определения механических свойств и химического состава сварных соединений из заваренных образцов были вырезаны поперечные темплеты. Замеры макротвердости осуществляли контактно-резонансным твердомером ТКР-35. Поперечный макрошлиф сварных соединений, схема и результаты замеров твердости показаны на рис. 2, из которого видно, что распределение твердости исследуемых участков характерно для электрошлаковых швов аналогичных сталей, не подвергавшихся последующей термической

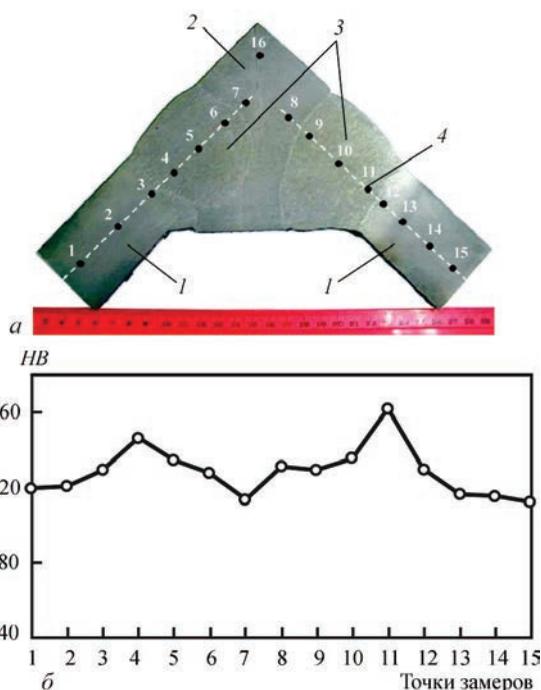


Рис. 2. Поперечный макрошлиф, схема (а) и результаты замеров твердости металла сварных соединений (б): 1 — пояса колонны; 2 — элемент усиления; 3 — электрошлаковые швы; 4 — точки замеров

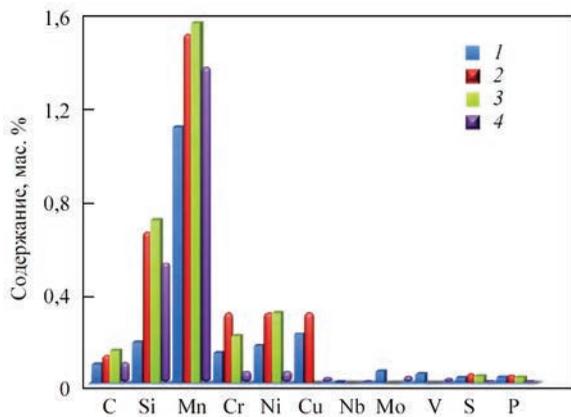


Рис. 3. Химический состав металла поясов, элементов усиления, электродной проволоки и сварного шва: 1 — сталь 06ГБ; 2 — сталь 09Г2С; 3 — Св-08Г2С; 4 — шов

обработке. При этом, учитывая последовательное выполнение соседних швов, а также близкое расположение завариваемых разделок, из рис. 2, б видно, что тепло, выделявшееся при выполнении второго шва, произвело частичную автотермообработку металла предыдущего шва и части зоны термического влияния (ЗТВ).

Визуальный контроль сварных образцов после ЭШСПМ V-образных стыков свидетельствует об удовлетворительном формировании поверхности швов. Швы плотные, без шлаковых включений, пор, несплавлений и трещин.

На рис. 3 представлены результаты определения химического состава металла пояса колонны, элемента усиления, сварочной проволоки и шва, из которых следует, что химический состав металла шва незначительно отличается от состава свариваемых сталей, а низкое содержание углерода и повышенное содержание марганца в металле шва обеспечивают высокий уровень технологической прочности сварного соединения.

Значения величины механической прочности металла сварного соединения определяли со стороны пояса колонны. Испытания образцов на растяжение показали, что значение временного сопротивления σ_v для металла по линии сплавления и в ЗТВ на расстоянии 5 мм от линии сплавления составляет $\sigma_v = 466 \dots 480$ МПа, что свидетельствует о достаточном уровне прочности сварного соединения при ЭШС сталей 06ГБ и 09Г2С. Значения величины ударной вязкости после испытаний при температуре 20 °С в исходном после сварки состоянии для металла по линии сплавления и в ЗТВ на расстоянии 5 мм от линии сплавления составляют $a_n = 108 \dots 155$ Дж/см².

Анализ приведенных результатов ЭШСПМ стыков, ранее предназначавшихся под электродугую сварку, а также учитывая положительный опыт эксплуатации при положительных температурах окружающей среды сварных конструкций, не подвергавшихся последующей термической об-



Рис. 4. Крепление аппаратов А-1304 на строительной колонне: 1 — колонна; 2 — сварочные аппараты; 3 — быстросъемная рама

работке [11], свидетельствует о технической возможности и целесообразности ее использования для сварки элементов усиления проемов колонн типа «мальтийский крест».

Учитывая сжатые сроки строительства, на первом этапе для ЭШСПМ было предложено адаптировать серийные сварочные аппараты А-1304УХЛЧ для их использования в специфических условиях проведения строительных работ в подземных помещениях. Для крепления аппаратов на колоннах была разработана и изготовлена специальная быстросъемная рама (рис. 4), которая позволяет оперативно устанавливать и демонтировать аппараты после заварки стыков.

Надежное удержание шлаковой и металлической ванн в зазоре обеспечивают медными водоохлаждаемыми устройствами с наружной и обратной стороны сварного стыка [1]. Нестандартная форма и размеры разделки кромок, а также затрудненный доступ для обслуживания обратной стороны стыка (рис. 1), потребовали использовать формирующие устройства специальной конструкции. Для обеспечения качественного сплавления присадочного металла с основным и удовлетворительного формирования шва была разработана и изготовлена специальная технологическая оснастка: водоохлаждаемые формирующие устройства и приспособления для их быстрого крепления на свариваемом изделии [12, 13].

С целью снижения уровня остаточных сварочных напряжений сварку восьми стыков на каждой колонне выполняли с одновременным использованием двух сварочных аппаратов и с определенным порядком наложения швов на повышенных скоростях сварки (рис. 5).

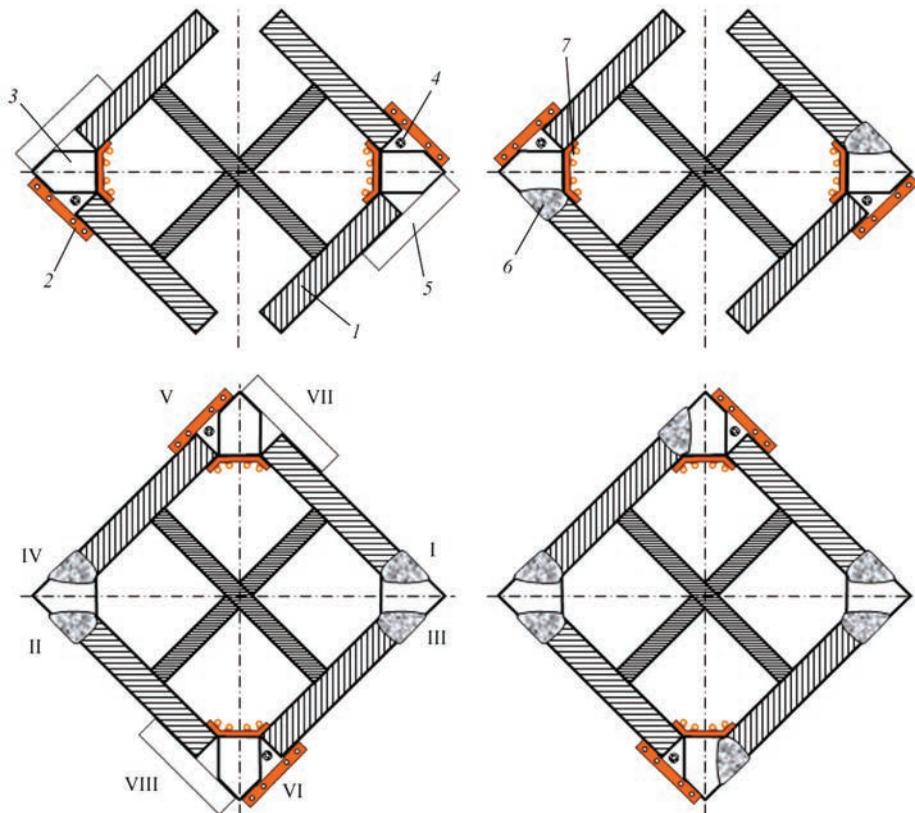


Рис. 5. Последовательность сборки и электрошлаковой сварки плавящимся мундштуком усиления проемов строительных колонн: 1 — пояс колонны; 2 — водоохлаждаемая накладка; 3 — элемент усиления; 4 — плавящийся мундштук; 5 — технологическая планка; 6 — сварной шов; 7 — формирующая накладка обратной стороны стыка; I... VIII — порядок наложения швов

Учитывая запрет на применение газокислородной резки при строительстве указанного здания, а также с целью уменьшения времени сварки и

экономии сварочных материалов был реализован технологический прием, максимально уменьшающий величину прибыльных участков швов путем заварки усадочной раковины на погонной части сварного стыка (рис. 6).

После передачи разработанной технологии фирме «Укритарм» (г. Киев) и обучения ее работников технике выполнения ЭШСПМ, последние осуществили сварку элементов усиления проемов на восьми колоннах (64 стыка) при строительстве перекрытия первого цокольного этажа. Однако в процессе выполнения указанных работ возникли проблемы с работой аппаратов А-1304. Большая масса аппаратов значительно увеличивала трудоемкость и время сборочно-подготовительных операций. Периодически выходила из строя электрическая часть аппаратов в связи с высокой влажностью и запыленностью мест проведения сварочных работ. Для решения указанных проблем в ИЭС им. Е. О. Патона был разработан портативный аппарат АШП 113М2 для ЭШСПМ двумя электродными проволоками в монтажных условиях, лишенный указанных недостатков [14]. Были изготовлены два опытно-промышленных аппарата АШП 113М2 и переданы для выполнения сварочных работ на строящемся объекте. С использованием новых аппаратов было успешно заварено более 1500 стыков (более 1250 пог. м швов) при строительстве восьми цокольных эта-

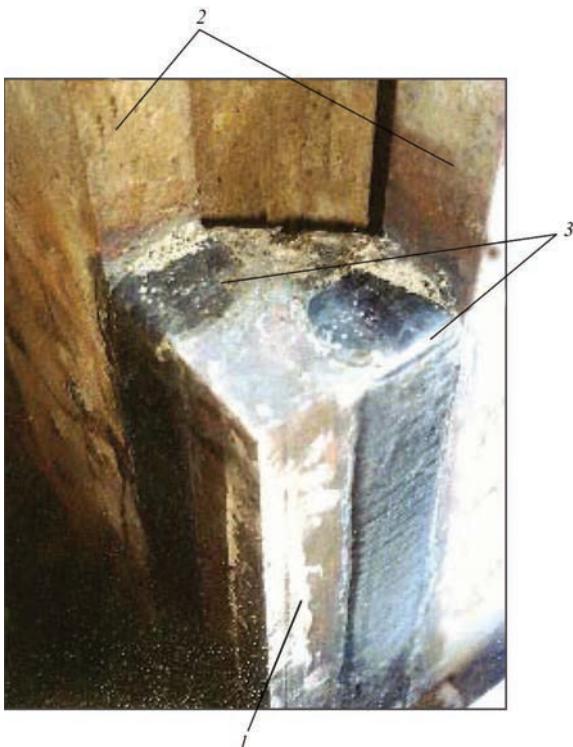


Рис. 6. Внешний вид электрошлаковых швов после заварки усадочной раковины на их погонной части: 1 — элемент усиления; 2 — пояса строительной колонны; 3 — сварные швы



Рис. 7. Фрагмент электрошлаковой сварки плавящимся мундштуком усиленный проемов строительных колонн с использованием аппаратов АШП 113М2 (а) и внешний вид сварных швов (б)

жей (рис. 7) [15]*. Ультразвуковой контроль сварных соединений не выявил каких-либо дефектов в виде трещин, пор, несплавлений и др.

Выводы

1. Разработана технология и техника выполнения ЭШСПМ элементов усиления проемов строительных колонн, обеспечивающая гарантированное сплавление присадочного металла с основным, качественное формирование металла шва и отсутствие каких-либо дефектов. Существенно уменьшена трудоемкость сборочно-подготовительных и сварочных работ, увеличена производительность процесса более, чем в 20 раз по сравнению с ручной сваркой покрытыми электродами, улучшена культура производства.

2. Использование новых портативных аппаратов АШП 113М2 обеспечило их безаварийную эксплуатацию в условиях повышенной влажности и присутствия цементной пыли на протяжении всего цикла строительных работ.

3. Применение разработанной специальной технологической оснастки обеспечило надежное

удержание шлаковой и металлической ванн в сварочном зазоре, в том числе в труднодоступных участках, и позволило существенно снизить трудоемкость сборочно-подготовительных операций.

4. Новую технологию и оборудование следует рекомендовать для сварки в монтажных условиях массивных строительных колонн, толстостенных резервуаров и других металлоконструкций, эксплуатирующихся при положительных температурах окружающей среды.

Список литературы

1. Патон Б. Е. (ред.) (1980) *Электрошлаковая сварка и наплавка*. Москва, Машиностроение.
2. Agic T., Hampton Y. A. (1967) Electroslag welding with consumable guide on the Bank of America World Headquarters Building. *Weld. J.*, 47, 1, 936–946.
3. Baigent W. W. (1972) Inescapable in heavy columns: close work high deposition. *Weld. Design and Fabr.*, 45, 5, 39–42.
4. Hannahs J., Lea D. (1970) Where to consider electroslag welding. *Metal Prog.*, 98, 5, 62–64.
5. (1973) Massive building calls for massive welds. *Weld. Des. and Fabr.*, 46, 8, 47.
6. (1965) *Способ изготовления круглых колонн электрошлаковой сваркой*. Япония Пат. 24811.
7. (1962) Electroslag welding process attains production status. *Can. Mach. and Metalwork*, 73, 8, 128.
8. Janice J., Chambers, Brett R. Manning. (2016) Electroslag welding: From Shop to Field. *STRUCTURE magazine*, February 2016, 20–23.
9. Takahiko Suzuki, Takumi Ishii (2017) Guidebook for Preventing Brittle Fractures of Inner Diaphragm Electro-slag Welds. *Steel Construction Today & Tomorrow*, 3, 9–12.
10. Синеек А. Г., Демченко Ю. В., Проскудин В. Н. и др. (2015) Обоснование экономической эффективности применения различных способов сварки и сталей для ремонта кожуха доменной печи № 4 ПАО «МК «Азовсталь». *Сварщик*, 4, 18–21.
11. Труфяков В. И., Дворецкий В. И., Михеев П. П. и др. (1990) *Прочность сварных соединений при переменных нагрузках*. Труфяков В. И. (ред.). Киев, Наукова думка.
12. Козулин С. М., Подыма Г. С. (2016) Пристрій для формування зварних швів у важкодоступних ділянках товстостінних металлоконструкцій. *Матеріали V Всеукраїнської науково-практичної конференції студентів, аспірантів та молодих вчених «Прикладна геометрія, дизайн, об'єкти інтелектуальної власності та інноваційна діяльність студентів та молодих вчених»*, 5, сс. 127–131.
13. Козулин С. М., Подыма Г. С. (2018) Формирующие устройства для электрошлаковой сварки элементов усиления проемов строительных колонн. *Матеріали VII Всеукраїнської науково-практичної конференції студентів, аспірантів та молодих вчених «Прикладна геометрія, дизайн, об'єкти інтелектуальної власності та інноваційна діяльність студентів та молодих вчених»*, 7, сс. 62–66.
14. Ющенко К. А., Лычко И. И., Козулин С. М. и др. (2012) Портативный аппарат для электрошлаковой сварки плавящимся мундштуком. *Автоматическая сварка*, 8, 48–49.
15. ukritarm.com.ua/.

References

1. Paton B.E. (Ed.) (1980) *Electroslag welding and surfacing*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
2. Magic, T., Hampton, Y.A. (1967) Electroslag welding with consumable guide on the Bank of America World Headquarters Building. *Weld. J.*, 47(1), 936–946.
3. Baigent, W.W. (1972) Inescapable in heavy columns: Close work high deposition. *Weld. Des. and Fabr.*, 45(5), 39–42.

* В работе принимали участие Б. В. Цибуленко, В. Г. Ярмак, Г. С. Шульженко, В. А. Дакал, Е. С. Оганисян, В. А. Харченко.

4. Han k , J., Lea, D. (1970) Wh re to cæ id r electrolag weld g *Metal Prog.*,98(5),8- 6.
5. (1978) Massiv b lid g calls fo massiv weld . *Weld. Des. and Fabr.*,46 (8),47.
6. (196) *Method of p oduction of round columns using electroslag welding*. Pat. 24811, Jap iŕ irR s siaŕ .
7. (198) Electrolag weld g p o ess p d tin stat . *Can. Mach. and M etalwork*,78 (8),128.
8. Jañ ce, J., Ch mb rs, Brett R. Mañ g (2016) Electrolag welding: From shop to field. *Ŕ RUCTURE Magazine*, Feb u r201620- 23
9. Tak h k Sñ k , Tak i Ish i (2017) Gi d b k fo prew n ig b ittle fractu es b in r id aŕ agn electrolag weld . *Ŕ eel Construction Today & Tomorrow*, 3 ,9- 12.
10. Sia k A.G., Demch k YuW ., Pro d n V.N. et al. (2015) Substantiation of economic efficiency for application of d fferen weld g metŕ ad steels fo rep ir b b ast-fura ce jack t No 4 PJSC MK Azŕ tal. *Ŕ arshchik*, 4, 18-21 [irR s siaŕ .
11. Trfi g k , V.I., Dŕ etsk , V.I., Mih ev, P.P. et al. (1990) *Ŕ length of welded joints under alternating loads*. Ed b V.I. Trfi g k . Kiev, N aŕ Dm k [irR s siaŕ .
12. Kŕ li in S.M., Pŕ ma, G.S. (2016) Dŕ ce fo weld formation in difficult of access areas of thick-wall metal stru tn es. In *Proc. of 5th All-Ukrainian Ŕ i- Pract. Conf. of Ŕ dents, Postgraduate Ŕ dents and Junior Ŕ ientists on Ap ied Geometry, Design, Objects of Intellectual Prop rties and Innovation Activity of Ŕ dents and Junior Ŕ ientists*. Kyiv, *DIYa*, 5,127- 13 [irU k aín aŕ .
13. Kŕ li in S.M., Pŕ a, G.S. (2018) Fŕ mig d iv ces fo electrolag weld g b reifŕ cemen elemen s b b lid g cb m n p n g . In *Proc. of 5th All-Ukr. Ŕ i- Pract. Conf. of Ŕ dents, Postgraduate Ŕ dents and Junior Ŕ ientists on Ap ied Geometry, Design, Objects of Intellectual Prop rties and Innovation Activity of Ŕ dents and Junior Ŕ ientists*. Kyiv, *DIYa*, 7,8- 6 irR s siaŕ .
14. Yu b h k K.A., Ly k I.I., Kŕ li in S.M. et al. (2012) Pŕ tab e ap ratŕ fo cŕ m ab e-n zle electrolag weld g *The Paton Welding J.*, 8,45- 46
15. Uk itarm.cm .u /.

ЗАСТОСУВАННЯ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ЗВАРЮВАННЯ В БУДІВНИЦТВІ

К. А. ЮЩЕНКО, І. І. ЛИЧКО, С. М. КОЗУЛІН, О. А. ФОМАКІН, І. С. НЕСЕНА

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Викладено результати експериментальних досліджень і конструкторських розробок, що з'явилися основою для створення технології і техніки виконання електрошлакового зварювання плавким мундштуком елементів посилення будівельних колон висотної будівлі. Описано досвід застосування розробленої технології при будівництві висотного будинку. Показано переваги використання нових апаратів і спеціального технологічного оснащення при виконанні зварювальних робіт в монтажних умовах. Бібліогр. 15, рис. 7.

Ключові слова: будівельні колони, пояси, елементи підсилення, електрошлакове зварювання, плавкий мундштук, спеціальне технологічне оснащення, монтажні умови, продуктивність зварювальних робіт

APPLICATION OF ELECTROSLAG WELDING IN CONSTRUCTION

K. A. YUSHCHENKO, I. I. LYCHKO, S. M. KOZULIN, A. A. FOMAKIN, I. S. NESENA

E.O. Patŕ lectric Weld g s titte b th NAS b Uk aín .

11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail:office@paton.kiev.ua

The paper provides the results of investigation and engineering developments being a basis for working out a technology and technique of performance of electroslag welding with consumable nozzle of the strengthening elements of construction columns of high-rise building. An experience of application of new apparatuses and special technological fixture in performance of weld g ratŕ ud r assem b d tin was d mŕ trated15 R ef. ,7 F ig

Keywords: construction columns, belts, strengthening elements, electroslag welding, consumable nozzle, special technological fixture, assembly conditions, efficiency of welding operations

Поступила в редакцию 27.07.2018

Опытный завод сварочного оборудования им. Е.О. Патона в YOUTUBE



<https://www.youtube.com/watch?v=r6ajFtuDO5A&t=5s>
<https://www.youtube.com/watch?v=JlMmEFYIWw&t=7s>
<https://www.youtube.com/watch?v=xtPOar11F4&t=137s>
https://www.youtube.com/watch?v=RZV9OE_njly&t=3s
https://www.youtube.com/watch?v=-g_gnesGWQ&t=66

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩЕЙ ШИХТЫ И ВНЕШНЕГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

В. В. ПЕРЕМИТЬКО, В. И. СУХОМЛИН, О. Л. КОСИНСКАЯ, А. И. ПАНФИЛОВ

Днепропетровский государственный технический университет.

51918, г. Каменское, ул. Днепростроевская, 2. E-mail: welding@dstu.dp.ua

Изучено влияние наложения внешнего магнитного поля при дуговой наплавке по предварительно нанесенной легирующей шихте (углеродсодержащие волокна + SiO_2) на твердость и структуру металла, а также на изменение указанных показателей в пределах единичных валиков. Установлено, что углеродсодержащие волокна, нанесенные на наплавляемую поверхность деталей, вызывают при наплавке локальное обогащение углеродом жидкой фазы, которая при охлаждении распадается на ферритно-карбидную смесь, что приводит к увеличению твердости металла. Дополнительное наложение в процессе наплавки внешнего магнитного поля способствует интенсивному перемешиванию сварочной ванны, что приводит к получению более однородной структуры и твердости. Получены аналитические зависимости твердости наплавленных слоев от количества углеродсодержащих волокон, $\text{SiO}_2 + \text{Fe}$ и индукции магнитного поля. Результаты исследований могут быть использованы при разработке технологии изготовления и восстановления деталей, эксплуатирующихся в условиях абразивного изнашивания. Библиогр. 9, табл. 1, рис. 10.

Ключевые слова: дуговая наплавка под флюсом, углеродсодержащие материалы, модифицирующие компоненты, внешнее магнитное поле, наплавленный металл, твердость, микроструктура

Электродуговая наплавка под флюсом по легирующей шихте является одним из наиболее простых и экономичных способов получения износостойких слоев на поверхности деталей, эксплуатирующихся в условиях различных видов абразивного изнашивания [1–3]. Также известно, что при использовании этого метода наплавки получение наплавленного металла заданного и однородного химического и микроструктурного состава в наибольшей степени зависит от режима наплавки, химического и фракционного состава легирующей шихты, по которой ведется наплавка [4, 5].

Целью данной работы явилось совершенствование этого способа наплавки за счет применения в качестве легирующей шихты углеродсодержащих и модифицирующих материалов. За основу взята схема дуговой наплавки высокоуглеродистых покрытий по слою шихты, в качестве которой использовались углеродистые волокна [6]. Дополнительно для улучшения химической и структурной однородности наплавленного металла исследовали влияние на этот показатель внешнего магнитного поля, которое по некоторым данным [7, 8] положительно влияет на эти свойства.

В процессе проведения экспериментов на наплавляемую поверхность предварительно накладывались полосы углеродные волокна 3 (рис. 1). При наплавке электродную проволоку устанавливали так, чтобы наплавляемый валик 2 перекрывал примерно 25...35 % углеродсодержащей полосы.

В качестве материала, фиксирующего размещение углеродных волокон (2...4 волокна Т 700SC Togeу на валик) на наплавляемой поверхности, использовали смесь на основе грунтовки, к которой добавляли железный порошок (15...25 мас. %) и аэросил (0,6...1,2 мас. %). Схема размещения

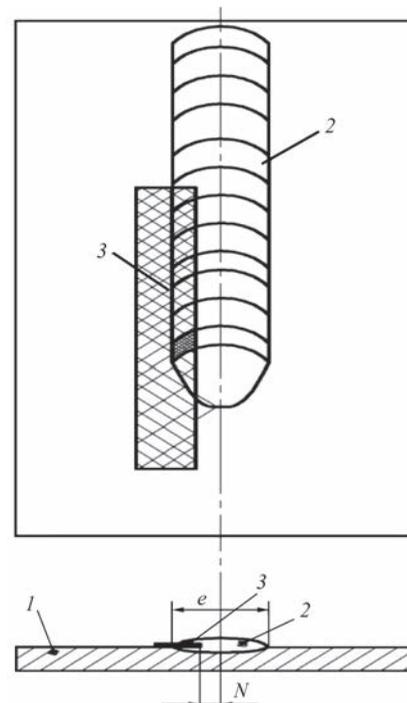


Рис. 1. Схема внесения дополнительных материалов: 1 — образец; 2 — наплавленный валик; 3 — углеродсодержащий материал; N — смещение; e — ширина валика

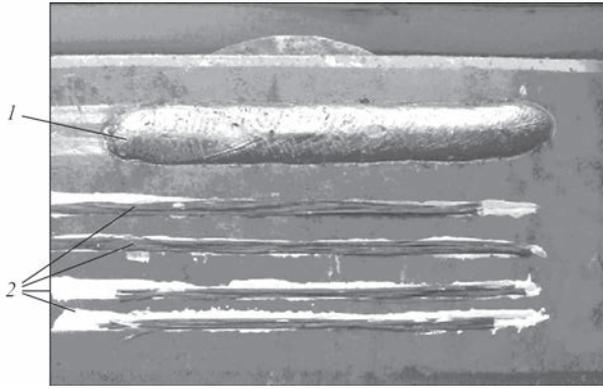


Рис. 2. Схема внесения дополнительных материалов: 1 — наплавленный валик; 2 — зафиксированные грунтовкой углеродсодержащие волокна перед наплавкой

углеродсодержащих волокон на наплавляемой поверхности представлена на рис. 2.

В экспериментах по наплавке использовали сварочный автомат АДС-1000 с выпрямителем ВДУ-506. Наплавку выполняли проволокой Св-08А диаметром 3 мм под флюсом АН-348А на постоянном токе обратной полярности. Режим наплавки: ток 400...420 А, напряжение на дуге 32...36 В, скорость подачи проволоки 160 м/ч, скорость наплавки 12...16 м/ч, шаг 6...8 мм. Материал образцов — сталь 09Г2С (твердость в состоянии поставки — *HV* 128...143). Для наложения внешнего магнитного поля использовали специальную катушку, которую закрепляли на мундштуке горелки автомата АДС-1000. Питание катушки проводилось постоянным током.

При проведении экспериментов выполняли центральное некомпозиционное планирование второго порядка для трех факторов: концентрации SiO₂ + Fe, количества вносимых углеродсодержащих волокон и индукции внешнего магнитного воздействия. Из наплавленных валиков выреза-

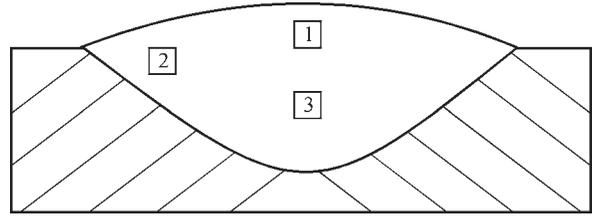


Рис. 3. Схема измерения твердости наплавленных валиков ли образцы для исследования микроструктуры и твердости.

Исходя из полученных данных, самые высокие показатели твердости наплавленного металла фиксируются на периферии наплавленных валиков, выразительный максимум наблюдается при магнитной индукции $B = 60$ мТл; SiO₂ + Fe — 0,8...1,0 мас. %; n — 4 шт. (см. таблицу и рис. 3).

Обработка экспериментальных данных проводилась с помощью программы STATISTICA 6.0 (рис. 4 и 5). Сравнив графики, приведенные на рис. 4 и 5, можно сделать вывод, что в точке 2 (месте, куда наносились дополнительные материалы) при одинаковых режимах наплавки наблюдается возрастание твердости *HRC* на 8...10 единиц.

При увеличении количества углеродсодержащих волокон и магнитной индукции твердость наплавленного металла также растет. Однако, как показывает практика, при значениях магнитной индукции свыше 70 мТл появляются поры из-за интенсивного перемешивания ванны жидкого металла. Уравнение, описывающее влияние всех факторов, имеет вид:

$$HRC = 14,17 + 0,14[c] + 2,72[SiO_2] + 2,57B - 2,03[SiO_2]^2 + 0,1B^2 + 0,0027[c][SiO_2] - 0,035[c]B + 0,49[SiO_2]B,$$

где $[c]$ — количество углеродсодержащих волокон в нанесенном слое, шт.; $[SiO_2]$ — концентрация аэросила, мас. %; B — индукция магнитного поля, мТл.

На рис. 6 представлены графики изменения твердости металла наплавленного валика по традиционной схеме наплавки и использованной в исследованиях.

Таким образом, при внесении дополнительных материалов в виде аэросила и углеродсодержащих волокон Т 700Sc Togeу наблюдается повышение твердости в 1,5...2,0 раза, причем наибольшая твердость фиксируется на периферии валиков.

После измерения твердости был произведен анализ микроструктур. На рис. 7–9 приведены микроструктуры образцов 1, 3 и 6 в зонах 1, 2 и 3 (см. рис. 3 и таблицу). Сравнивая структуру образцов 1 и 3 в зоне 1, можно отметить заметное измельчение как ферритной

Влияние количества углеродсодержащих волокон и магнитной индукции на твердость наплавленного металла

Номер образца	Индукция B , мТл	Количество SiO ₂ + Fe, %	Количество волокон n , шт	Твердость <i>HRC</i> *		
				1	2	3
1	60	1,2	2	18,0	21,0	16,0
2	60	0	2	24,1	25,0	21,9
3	0	1,2	2	24,8	26,2	22,5
4	0	0	2	17,5	20,1	15,2
5	30	0,6	2	22,5	23,8	20,7
6	60	0,6	4	28,7	30,0	26,5
7	60	0,6	0	21,2	22,0	18,8
8	0	0,6	4	23,0	24,5	21,2
9	0	0,6	0	15,0	16,5	14,0
10	30	0,6	2	22,5	24,1	20,3
11	30	1,2	4	26,4	29,0	24,2
12	30	1,2	0	19,0	20,2	16,9
13	30	0	4	24,0	26,0	22,0
14	30	0	0	18,0	18,3	15,7

*Места замеров твердости (см. рис. 3).

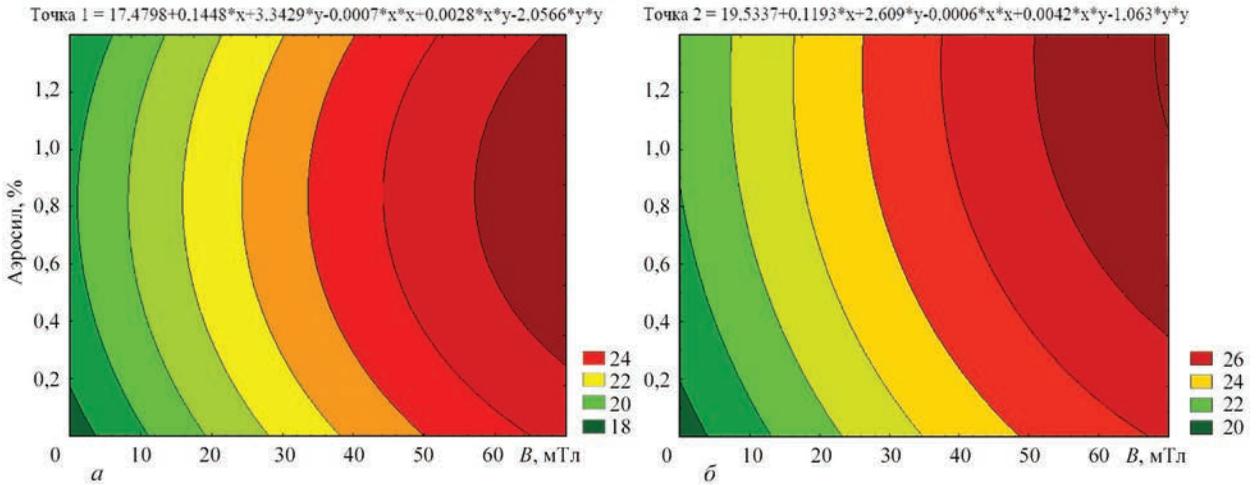


Рис. 4. Зависимости твердости (HRC) в точках 1 (а) и 2 (б) от количества аэросила и величины магнитной индукции

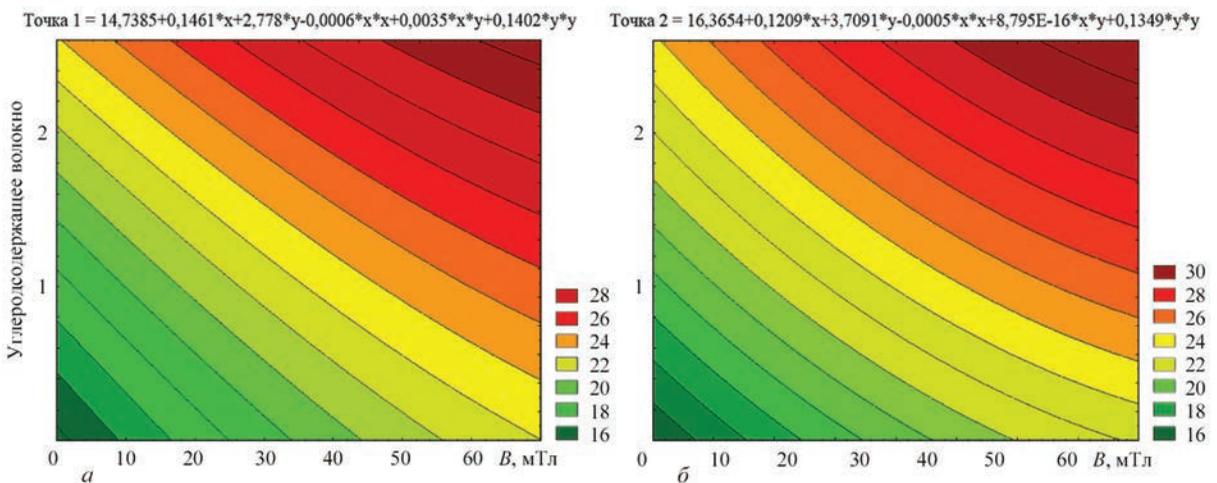


Рис. 5. Зависимости твердости (HRC) в точках 1 (а) и 2 (б) от количества углеродсодержащих волокон и величины магнитной индукции

составляющей, так и областей с ферритно-цементитной смесью.

В образце 1 размер квазиполигональных зерен феррита составляет 20...40 мкм, а в образце 3 — 10...30 мкм. Зерна ферритно-цементитной смеси имеют размер 40...60 мкм в образце 1 и 30...40 мкм в образце 3 (рис. 7, а, б).

Такое измельчение структурных элементов в образце 3 объясняется влиянием внешнего магнитного поля во время дуговой наплавки [8]. Дополнительное перемешивание расплавленного металла в ванне жидкого металла способствует росту скорости охлаждения, а, значит, и увеличению степени переохлаждения при кристаллизации и измельчению всех структурных составляющих.

В зоне 2 влияние на формирование структуры оказывают не только углеродсодержащие волокна и аэросил, но и интенсивный теплоотвод в металл основы. Под его влиянием первичный феррит частично меняет свою морфологию — в структуре появляется игольчатый феррит [9]. Ферритно-цементитная смесь также под воздействием направленного теплоотвода приобретает заметно

вытянутую форму. Перлитные структуры формируются в виде тонких прослоек между рейками игольчатого феррита или в виде больших зерен квазиэвтектоида. Ферритные образования в зоне 2 образца 1 имеют ширину 30...40 мкм и вытянуты на 150...200 мкм, в образце 3 — соответственно 15...20 мкм и 80...150 мкм.

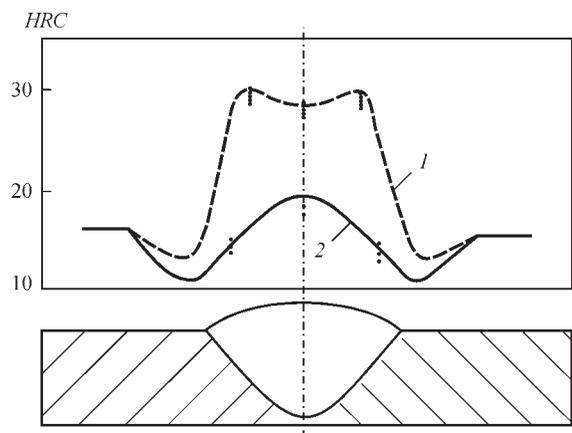


Рис. 6. Графики изменения твердости металла наплавленного валика: 1 — с внесением дополнительных материалов; 2 — без внесения дополнительных материалов

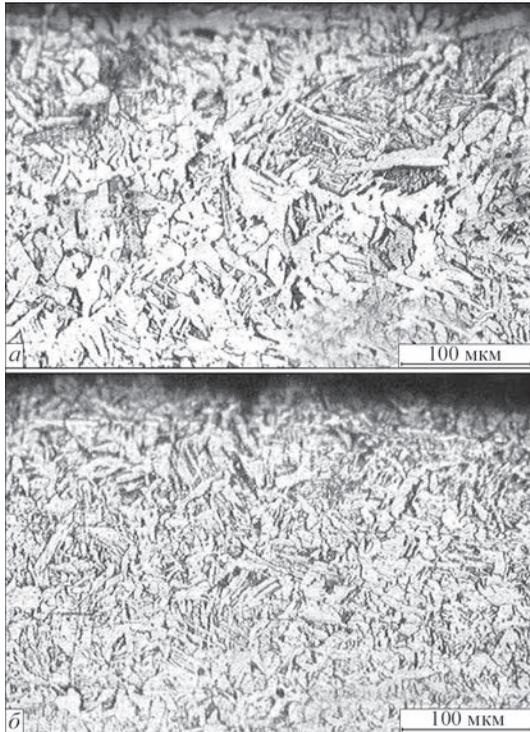


Рис. 7. Микроструктура образцов 1 (а) и 3 (б) в зоне 1

Фактор магнитного поля (для образца 3) способствует перемешиванию металла сварочной ванны и более равномерному распределению частиц SiO_2 , которые играют роль модификатора второго рода, увеличивая количество центров кристаллизации, а углеродсодержащие волокна в зоне 2 поставляют углерод для формирования карбидной фазы. Эти два фактора не только способствуют измельчению конечной структуры, но и увеличивают долю ферритно-цементитной смеси

в образце 3 (рис. 8, а, б). Твердость в этой зоне максимальна.

В зоне 3 образца 1 отмечена наименьшая твердость. Без дополнительного магнитного воздействия формирование градиентных структур проходило практически без участия частиц аэросила SiO_2 . Ширина ферритных участков в этой зоне составляет 25...35 мкм, длина 180...250 мкм. Области ферритно-перлитной смеси имеют ширину 50...80 мкм и длину 250...300 мкм. Ширина рейки игольчатого феррита составляет 20...40 мкм при средней длине до 90 мкм.

Структура образца 3 в зоне 3 формировалась при участии частиц SiO_2 и внешнего магнитного поля. В этой зоне ширина ферритных участков в структуре столбчатых кристаллитов достигает 20...35 мкм при длине 140...180 мкм, ширина областей ферритно-перлитной структуры составляет 35...50 мкм при длине 200...230 мкм. Ширина рейки игольчатого феррита составляет 15...20 мкм при средней длине до 45...70 мкм (рис. 9, а, б).

В образце б, в отличие от образца 3, использовано в два раза меньше SiO_2 и в два раза больше углеродсодержащих волокон. В первую очередь эти изменения повлияли на зону 1. Структура в этой зоне, благодаря меньшему количеству модификатора, интенсивному перемешиванию магнитным полем и дополнительному количеству углерода, имеет равномерное распределение участков квазиполигонального феррита размерами 20...30 мкм, зерен ферритно-цементитной смеси размерами 35...55 мкм и игольчатого феррита с шириной реек 10...20 мкм и длиной 30...55 мкм.

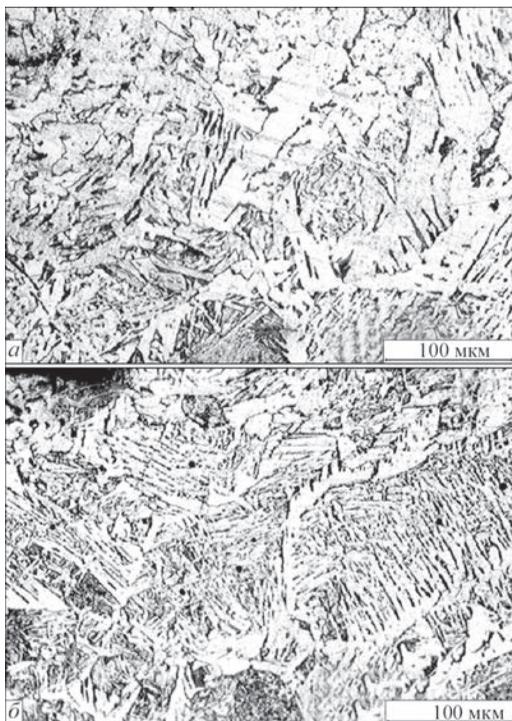


Рис. 8. Микроструктура образцов 1 (а) и 3 (б) в зоне 2

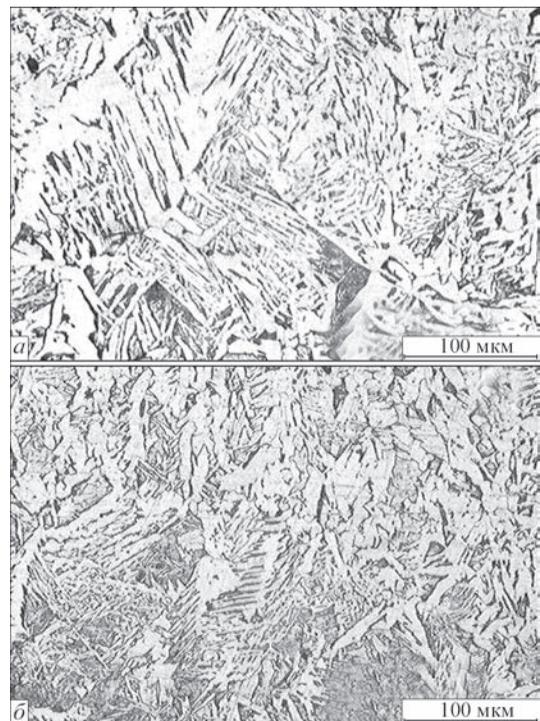


Рис. 9. Микроструктура образцов 1 (а) и 3 (б) в зоне 3

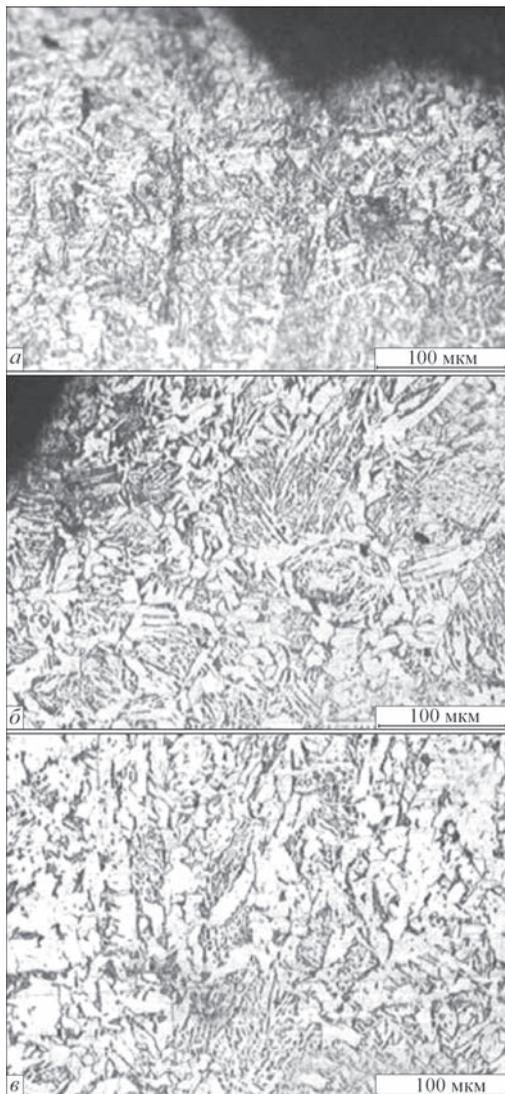


Рис. 10. Микроструктура образца б: а — в зоне 1; б — в зоне 2; в — в зоне 3

Большой суммарный объем ферритно-карбидной смеси (до 50 %) в сочетании с игольчатым ферритом (до 20 %) поспособствовал увеличению твердости *HRC* образца в зоне 1 на 3,9 единиц по сравнению с образцом 3. В зонах 2 и 3 увеличение твердости также обусловлено измельчением как ферритной составляющей структуры, так и областей квазиэвтектоида и реек игольчатого феррита, что и привело к более высоким значениям *HRC* среди всех образцов (рис. 10, а–в).

Выводы

1. Предложены аналитические зависимости для определения твердости наплавленных слоев от количества предварительно нанесенных на наплавленную поверхность углеродсодержащих волокон, концентрации $\text{SiO}_2 + \text{Fe}$ и индукции внешнего магнитного поля.

2. Установлено, что углеродсодержащие волокна, нанесенные на наплавленную поверхность деталей, вызывают при наплавке локальное обо-

гащение углеродом жидкой фазы, которая при охлаждении распадается на ферритно-карбидную смесь, что приводит к увеличению твердости металла. Дополнительное наложение в процессе наплавки внешнего магнитного поля способствует интенсивному перемешиванию сварочной ванны, что приводит к получению более однородной структуры и твердости наплавленного металла.

3. Использование аэросила SiO_2 в качестве модификатора наиболее оправдано в сочетании с наложением при наплавке внешнего магнитного поля. Твердость металла после использования подобной технологии возрастает в приповерхностной зоне наплавленного металла примерно на 20 %.

4. Полученные результаты могут быть использованы при разработке технологии наплавки деталей, эксплуатирующихся в условиях интенсивного абразивного изнашивания.

Список литературы

- (2002) *Восстановление и повышение износостойкости и срока службы деталей машин*. Попов В. С. (ред.). Запорожье, ОАО «Мотор Сич».
- Перемитко В. В. (2014) Износостойкая дуговая наплавка по слою легирующей шихты. *Автоматическая сварка*, **8**, 56–59.
- Кузнецов В. Д., Степанов Д. В. (2015) Износостойкая наплавка с вводом в сварочную ванну нанопорошков. *Там же*, **5-6**, 52–56.
- Фруммин И. И. (1961) *Автоматическая электродуговая наплавка*. Харьков, Metallurgizdat.
- Рябцев И. А., Сенченков И. К. (2013) *Теория и практика наплавочных работ*. Киев, Екотехнологія.
- Савуляк В. І., Заболотний С. А., Шенфельд В. Й. (2010) Наплавлення високовуглецевих покриттів з використанням вуглецевих волокон. *Проблеми трибології*, **1**, 66–70.
- Размышляев А. Д. (2000) *Магнитное управление формированием швов при дуговой сварке*. Мариуполь, ПГТУ.
- Рижов Р. М., Кузнецов В. Д. (2010) *Магнітне керування якістю зварних з'єднань*. Київ, Екотехнологія.
- Большаков В. И. (2015) Игольчатый феррит. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури*, **9**, 10–15.

References

- (2002) *Restoration and improvement of wear resistance and service life of machine parts*. Ed. by V.S. Popov. Zaporozhie, OJSC Motor Sich [in Russian].
- Peremitko, V.V. (2014) Wear-resistant arc surfacing over the layer of alloying charge. *The Paton Welding J.*, **8**, 54-57.
- Kuznetsov, V.D., Stepanov, D.V. (2015) Wear-resistant surfacing with feeding of nanopowders in welding pool. *Ibid.*, **5-6**, 47-51.
- Frumin, I.I. (1961) *Automatic electric arc surfacing*. Kharkov, Metallurgizdat [in Russian].
- Ryabtsev, I.A., Senchenkov, I.K. (2013) *Theory and practice of surfacing works*. Kiev, Ekotekhnologiya [in Russian].
- Savulyak, V.I., Zabolotny, S.A., Shenfeld, V.J. (2010) Surfacing of high-carbon coatings using carbon fibers. *Problemy Trybologii*, **1**, 66-70 [in Ukrainian].
- Razмышляев, A.D. (2000) *Magnetic control of weld formation in arc welding*. Mariupol, PSTU [in Russian].
- Ryzhov, R.M., Kuznetsov, V.D. (2010) Magnetic control of welded joints quality. Kyiv, Ekotekhnologiya [in Ukrainian].
- Bolshakov, V.I. (2015) Acicular ferrite. *Visnyk Prydnipr. Derzh. Akademii Budivnytstva ta Arkhitektury*, **9**, 10-15 [in Russian].

ВПЛИВ ЛЕГУЮЧОЇ ШИХТИ ТА ЗОВНІШНЬОГО МАГНІТНОГО ПОЛЯ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ

В. В. ПЕРЕМІТЬКО, В. І. СУХОМЛИН, О. Л. КОСИНСЬКА, А. І. ПАНФІЛОВ

Дніпровський державний технічний університет.

51918, м. Кам'янське, вул. Дніпробудівельна, 2. E-mail: welding@dstu.dp.ua

Вивчено вплив накладання зовнішнього магнітного поля при дуговому наплавленні по попередньо нанесеній легуючій шихті (вуглецевмісні волокна + SiO_2) на твердість і структуру металу, а також на зміну зазначених показників в межах одиничних валиків. Встановлено, що вуглецевмісні волокна, нанесені на поверхню деталей, що наплавляються, викликають при наплавленні локальне збагачення вуглецем рідкої фази, яка при охолодженні розпадається на феритно-карбідну суміш, що призводить до збільшення твердості металу. Додаткове накладання в процесі наплавлення зовнішнього магнітного поля сприяє інтенсивному перемішуванню зварювальної ванни, що призводить до отримання більш однорідної структури і твердості. Отримано аналітичні залежності твердості наплавлених шарів від кількості вуглецевмісних волокон, $\text{SiO}_2 + \text{Fe}$ і індукції магнітного поля. Результати досліджень можуть бути використані при розробці технології виготовлення та відновлення деталей, що експлуатуються в умовах абразивного зношування. Бібліогр. 9, табл. 1, рис. 10.

Ключові слова: дугове наплавлення, вуглецевмісні матеріали, модифікуючі компоненти, зовнішнє магнітне поле, наплавлений метал, твердість, мікроструктура

EFFECT OF ALLOYING CHARGE AND EXTERNAL MAGNETIC FIELD ON STRUCTURE AND PROPERTIES OF DEPOSITED METAL

V. V. PEREMITKO, V. I. SUKHOMLIN, O. L. KOSINSKAYA, A. I. PANFILOV

Dniprovsk State Technical University 2 Dneprovskaya Str., Kamenskoe, 51918. E-mail:welding@dstu.dp.ua

Effect of application of external magnetic field in arc surfacing over preliminary alloyed charge (carbon-containing fiber + SiO_2) on hardness and metal properties as well as change of indicated indices within the limits of single beads was investigated. It is determined that carbon-containing fibers applied to the part surface being deposited provoke during surfacing local enrichment with liquid phase carbon, which in cooling decay for ferrite-carbide mixture, that leads to rise of metal hardness. Additional application of the external magnetic field in process of surfacing promotes intensive mixing of weld pool that results in production of more uniform structure and hardness. The analytical dependencies of hardness of deposited layers on amount of carbon-containing fibers, $\text{SiO}_2 + \text{Fe}$ and induction magnetic field were received. The results of the investigations can be used in development of technology for manufacture and restoration of parts operated under abrasive wear conditions. 9 Ref., 1 Tabl., 10 Fig.

Keywords: submerged arc surfacing, carbon-containing materials, modifying components, external magnetic field, deposited metal, hardness, microstructure

Поступила в редакцію 02.07.2018

Международная инженерная ярмарка

1–5 октября 2018 г., г. Брно, Чехия

E-mail: direct-enewsletter@bvvcz

www.bvvcz.msv



Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України

Київський міський центр електрозварювальної хірургії

та новітніх хірургічних технологій

Тринадцята міжнародна науково-практична конференція

«Зварювання та термічна обробка живих тканин.

Теорія. Практика. Перспективи»

(присвячується 100-річчю Національної академії наук України)

30.11 – 01.12.2018 р.

ІЕЗ ім. Є. О. Патона, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11

E-mail: office@paton.kiev.ua

УПРАВЛЕНИЕ ПРОЦЕССОМ ПРОПЛАВЛЕНИЯ ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА ПРИ ТОРЦЕВОЙ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ НАПЛАВКЕ В ТОКОПОДВОДЯЩЕМ КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ*

В. Г. СОЛОВЬЕВ, Ю. М. КУСКОВ

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

При отсутствии дискретной присадки определенного химического состава появляется задача выполнять торцевую электрошлаковую наплавку электродами большого сечения. При этом одним из главных показателей качества наплавки является получение минимального и равномерного проплавления основного металла. Разработаны основные принципы построения системы автоматического регулирования этих параметров при торцевой электрошлаковой наплавке в токоподводящем кристаллизаторе. Предложены схемы управления распределением токов в токоподводящем кристаллизаторе, которые позволяют регулировать процесс плавления электрода и, тем самым, косвенно управлять качеством проплавления основного металла. Использовать ту или иную схему для получения качественного биметаллического соединения необходимо с обеспечением регулирования положения торца переплавляемого электрода в шлаковой ванне относительно токоведущей секции кристаллизатора и поддержания расчетного теплового уровня шлаковой ванны. Библиогр. 9, рис. 7.

Ключевые слова: автоматизация, регулирование, проплавление, торцевая электрошлаковая наплавка, токоподводящий кристаллизатор, электрод, проводимость

Разработанный в ЕЭС им. Е. О. Патона способ электрошлаковой наплавки (ЭШН) в токоподводящем кристаллизаторе (ТПК) в наибольшей степени показывает свои преимущества при плавлении в шлаковой ванне различного вида дискретных присадок [1]. Тем не менее, в ряде случаев, например, при отсутствии присадки определенного химического состава, сложности и дороговизны ее изготовления, а также при наличии заготовок, из которых можно относительно просто изготовить переплавляемые электроды, появляется задача выполнять ЭШН, особенно торцевую, электродами большого сечения. Тем более, как показала практика, при определенных условиях такой способ наплавки позволяет достичь повышенной производительности процесса с обеспечением его высокого качества.

Технологии ЭШП с канонической монофазной схемой подключения к источнику питания электрод-поддон хорошо изучены и в большой степени автоматизированы [2, 3], в отличие от ЭШН при торцевой электрошлаковой наплавке в ТПК с верхней токоподводящей секцией. Одним из главных показателей качества наплавки является получение минимального и равномерного проплавления основного металла. Разработке основных принципов построения системы автоматического регулирования этих показателей при

торцевой ЭШН электродом большого сечения и посвящена данная работа.

В последнее время для автоматизации диссипативных систем, к которым относится и ЭШН, все чаще применяют синергетические принципы синтеза [4], стабилизирующие соотношения между переменными состояний процесса. Тем самым достигается вырожденность уравнений динамики процесса ЭШН и наличие интегральных инвариантов многообразий в пространстве его состояний. Инвариантные многообразия представляют собой «некоторые функции, которые во время движения не изменяются». Такие подходы к автоматизации нелинейных объектов значительно упрощают синтез системы. Процессы, происходящие в кристаллизаторе при электрошлаковой наплавке, определяются множеством факторов, которые чаще всего не всегда контролируем оператором с помощью аппаратуры и оцениваются им интуитивно. Причем степень достоверности такой оценки зависит от опытности оператора. Поэтому для решения задачи автоматизации процесса наплавки в ТПК следует найти возможность косвенной оценки значений параметров, необходимых для автоматизации, анализируя электротехнические процессы в кристаллизаторе и токоподводящих цепях.

Большое влияние на повторяемость результатов наплавки может оказывать не только режимы и техника самого электрошлакового процесса, но и изменение электротехнических параметров

* В порядке обсуждения.

электрических цепей вне рабочей зоны кристаллизатора. В частности, на характеристики процесса наплавки влияют длина и расположение кабелей. Например, в случае ЭШН в ТПК диаметром 200 мм при токах до 3 кА и длине кабелей порядка 10 м падение напряжения на них может достигать 15...25 В. Кроме того, необходимо учитывать наличие «вентильного эффекта» в шлаковой ванне [5], который вносит нелинейность и искажает форму синусоиды при подключении источников питания переменного тока [6, 7]. Этот же эффект необходимо принимать во внимание при выборе полярности подключения к кристаллизатору источников постоянного тока.

Топология электрических схем подключения ТПК. На рис. 1 представлены схема ЭШН в ТПК с одним источником питания и ее электрическая схема замещения.

Существует возможность автоматически контролировать электрические параметры токоподводящих элементов, которые определяют рабочую зону кристаллизатора (РЗК), т. е. токоведущую секцию кристаллизатора, шлаковую ванну, электрод и поддон. Следует измерять напряжение между электродом и токоведущей секцией кристаллизатора $U_{э-к}$, электродом и поддоном $U_{э-п}$, токоведущей секцией кристаллизатора и поддоном $U_{к-п}$, ток кристаллизатора I_k , ток электрода $I_э$ и ток поддона $I_п$. Однако указанные параметры сами по себе не являются представительными для того, чтобы охарактеризовать процесс. Требуются более обобщенные, комплексные параметры, имеющие более высокую корреляционную связь с протекающими в рабочей зоне кристаллизатора процессами, являющиеся «интегральными инвариантами

многообразий» протекающих термодинамических и электрохимических процессов в РЗК.

Независимо от схемы подключения источника (источников) к токоподводящим элементам рабочей зоны в соответствии с первым законом Кирхгофа, всегда один из токов (суммарный ток, обозначим его $I_{сум}$) будет определяться суммой двух других токов (слагаемых токов, обозначим их $I_{сл}$).

Например, если $I_э$ является $I_{сум}$, то I_k и $I_п$ являются $I_{сл}$. Исходя из такого представления электрических связей входов и выходов рабочей зоны можно говорить о параметрах, которые в определенной степени характеризуют внутренние процессы в кристаллизаторе, а именно — это электрическая проводимость условных внутренних каналов рабочей зоны кристаллизатора по каналам, относящимся к $I_{сл}$. В нашем примере это проводимости $G_{э-к} = I_k/U_{э-к}$ и $G_{э-п} = I_п/U_{э-п}$ (рис. 1, б). Естественно, что направления токов здесь не учитываются и значения токов и напряжений берутся по модулю. На рис. 2 изображено векторное поле электрической напряженности и поле эквипотенциальных поверхностей в РЗК в двухкоординатном представлении, полученное путем электростатического моделирования [8] в среде PDETool MatLab. Изображение демонстрирует разделение потока электрической энергии, идущей от электрода, на два потока (условных внутренних каналов РЗК) — электрод–токоведущая секция кристаллизатора и электрод–поддон.

При такой интерпретации внутренних электрических связей элементов рабочей зоны наплавки, кристаллизатор будет являться трехполюсником. Если используется схема наплавки с одним источником питания, то кристаллизатор, за счет электрического соединения каких-либо двух (из трех)

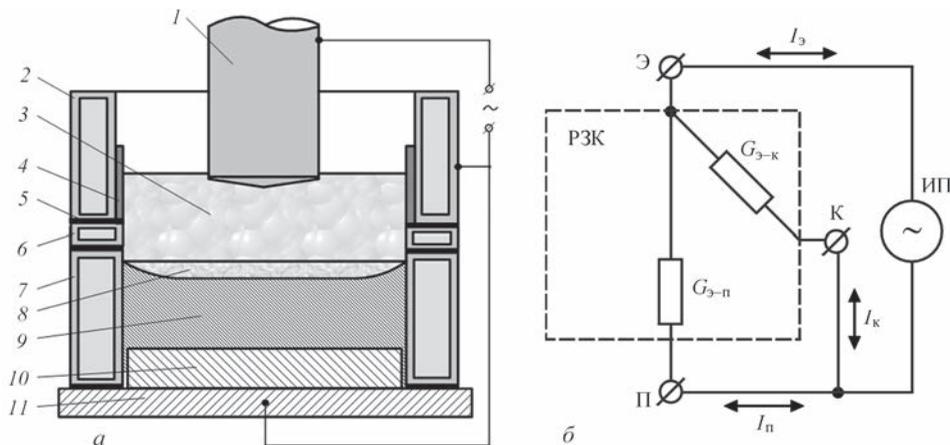


Рис. 1. Схема ЭШН в ТПК: а — с одним источником питания (1 — электрод; 2, 6, 7 — токоведущая, промежуточная и формирующая секции кристаллизатора, соответственно; 3 — шлаковая ванна; 4 — защитная футеровка; 5 — изоляционная прокладка; 8 — металлическая ванна; 9 — наплавленный металл; 10 — изделие; 11 — поддон); б — электрическая схема замещения (ИП — источник питания с жесткой характеристикой; Э, К и П — клеммы подключения электрода, токоведущей секции кристаллизатора и поддона, соответственно; $I_э$, I_k и $I_п$ — ток, протекающий через электрод, токоведущую секцию кристаллизатора и поддон, соответственно; $G_{э-к}$ и $G_{э-п}$ — электрическая проводимость между клеммами Э и К, а также Э и П, соответственно)

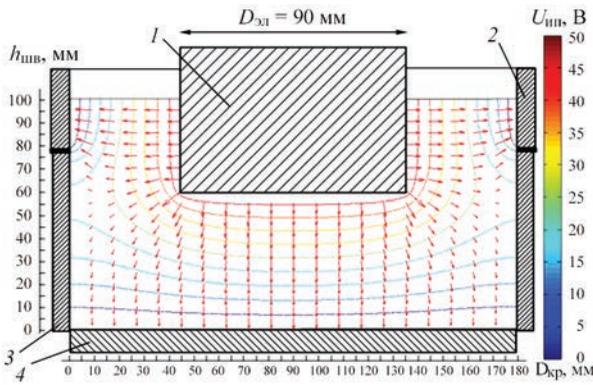


Рис. 2. Векторное поле электрической напряженности и поле эквипотенциальных поверхностей в РЗК: 1 — электрод; 2, 3 — токоведущая и формирующая секции кристаллизатора; 4 — поддон; $D_{эл}$ — диаметр электрода; $D_{кр}$ — внутренний диаметр кристаллизатора; $h_{шв}$ — глубина шлаковой ванны; $U_{шв}$ — напряжение источника питания

элементов (полюсов), преобразуется в двухполюсник, к клеммам которого подключается источник.

Проводимость условного «внутреннего» канала рабочей зоны характеризует физико-химическое состояние «среды канала». «Среда канала» — это условное представление среды, через которую протекает ток между соответствующими входами/выходами, т. е. токоподводящими элементами рабочей зоны кристаллизатора. Ток может протекать через электрод или заготовку, через шлак, через охлаждаемые стенки кристаллизатора, через наплавленный металл и через поддон. Проводимость каждой из перечисленных составляющих среды зависит от температуры соответствующих частей электрода, зон шлаковой ванны и многого другого. Оператор, задавая начальные параметры наплавки, такие как марки используемых материалов, диаметр электрода, скорость его погружения в шлаковую ванну и напряжение источника питания, может формировать среду канала и, тем самым, изменять характер его проводимости. При этом изменение напряжения, приложенного к каналу, не изменит его проводимости в допустимо длительном истечении времени, пока изменение напряжения не приведет к изменению свойств самой среды. В свою очередь, введение в шлаковую ванну электрода или заготовки, имеющих высокую проводимость и температуру, отличающуюся от температуры шлака, приведет к резкому изменению свойств ванны, а значит к изменению проводимости каналов. Таким образом, в определенном смысле можно считать, что проводимости внутренних каналов рабочей зоны наплавки являются комплексными параметрами, характеризующими процесс наплавки в ТПК.

Положение электрода в шлаковой ванне влияет на проводимости каналов и, в случае поддержания температуры шлака неизменной, по соотношению проводимостей каналов можно косвенно

судить о местоположении торца плавящегося электрода в шлаковой ванне. При этом проводимости каналов могут быть автоматически контролируемы и регулируемы для обеспечения целей автоматизации. Регулирование скорости подачи электрода по соотношению проводимостей каналов обеспечит заданное местоположение торца плавящегося электрода в шлаковой ванне.

Еще один из комплексных параметров — это потребляемая мощность. Температурный режим процесса наплавки определяется потребляемой мощностью подводимой электроэнергии к соответствующему каналу, т. е. для нашего примера $P_{э-к} = I_k U_{э-к}$ и $P_{э-п} = I_{п} U_{э-п}$. Регулирование потребляемой мощности позволяет управлять температурным режимом и производительностью процесса наплавки. Автоматический контроль потребляемой мощности подводимой электроэнергии доступен, а изменение потребляемой мощности в обоих каналах до заданного значения достигается изменением напряжения источника. Поддержание заданного соотношения проводимостей в обоих каналах и заданной мощности подводимой электроэнергии к соответствующему каналу дает возможность обеспечить качественные характеристики наплавленного слоя и зоны сплавления.

Рассмотрим схему подключений элементов рабочей зоны наплавки, представленной на рис. 1, б. Если предположить, что для этой схемы в результате множества экспериментов удалось определить оптимальные для технологических целей значения проводимости и потребляемой мощности канала электрод–кристаллизатор, например $G_{э-к}^{опт} = I_k^{опт} / U_{э-к}^{опт}$ и $P_{э-к}^{опт} = I_k^{опт} U_{э-к}^{опт}$, то путем небольших преобразований получаем $U_{э-к}^{опт} = \sqrt{P_{э-к}^{опт} / G_{э-к}^{опт}}$. Т. е. оператор или автоматическая система должны иметь возможность в процессе наплавки поддерживать значение $U_{э-к}^{опт}$ (при этом предполагается, что скорость подачи электрода поддерживается постоянной при ее оптимальном значении). Отсюда следует, что для целей автоматического регулирования процесса наплавки напряжение источника питания должно быть плавно изменяемым и в необходимых пределах. Кроме того, требуется обеспечить контроль и управление перемещением электрода при неподвижном кристаллизаторе или, наоборот, кристаллизатора при неподвижном электроде, с достаточной точностью и в необходимом диапазоне для поддержания $U_{э-к}^{опт}$ в соответствии с технологическими требованиями.

Предполагается, что для определенных заданных начальных условий наплавки существует единственное оптимальное решение по изменению во времени скорости перемещения электрода, а также соответствующее решение по изменению

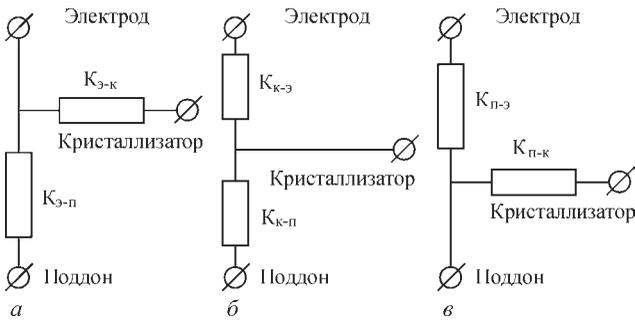


Рис. 3. Типы схем каналов рабочей зоны наплавки: а — «Э»; б — «К»; в — «П» ($K_{э-к}$ — канал «электрод-кристаллизатор»; $K_{э-п}$ — «электрод-поддон»; $K_{к-э}$ — «кристаллизатор-электрод»; $K_{к-п}$ — «кристаллизатор-поддон»; $K_{п-э}$ — «поддон-электрод»; $K_{п-к}$ — «поддон-кристаллизатор»)

во времени напряжения источника (на заданном отрезке времени). В результате реализации такого решения можно достичь прогнозируемого качества наплавки с заданными значениями производительности и энергоэффективности. Поиск указанного «оптимального» решения должна осуществлять система управления путем автоматического накопления данных о каждой наплавке.

Исходя из представлений о рабочей зоне кристаллизатора, изложенных выше, можно формализовать типы каналов в рабочей зоне. Существует три типа схем каналов рабочей зоны наплавки в ТПК (рис. 3), обозначенные как «Э», «К», и «П». Они отличаются местоположением общих клемм рабочей зоны (общая клемма соответствует входу/выходу, по которому протекает суммарный ток $I_{сум}$). В данной интерпретации каналом рабочей зоны наплавки в ТПК является путь между элементами этой зоны, соединенными резистором. Проводимость резистора и является проводимостью канала.

В связи с тем, что токоподводящих элементов рабочей зоны три, то количество вариантов подключения источников питания тоже три, так как источник подключается к паре элементов зоны. Подключить оставшуюся третью клемму можно только по двум вариантам — к одной или другой клемме источника. На рис. 4 в качестве примера показаны схемы подключения элементов рабочей зоны к источнику питания переменного тока. Схе-

мы подключения к источнику постоянного тока аналогичны.

Таким образом, для рассмотрения предлагаются три варианта схем подключения источника к кристаллизатору. Наиболее перспективными, для повышения производительности наплавки, являются схемы типа «Э» и, в меньшей степени, «К», так как опыт показывает, что наилучшее плавление электрода происходит при достаточно больших токах, протекающих через электрод и кристаллизатор, тем самым обеспечивая высокую производительность процесса. В отличие от схемы типа «П», которая характеризуется большим током, протекающим через поддон, малой скоростью расплавления электрода, но хорошим и равномерным проплавлением основного металла.

Следовательно, при выборе схемы подключения источника к токоподводящим элементам рабочей зоны требуется в первую очередь ориентироваться на выбор типа схемы каналов, т. е. на то, какие клеммы должны быть электрически закорочены. Геометрия рабочей зоны кристаллизатора во многом определяет этот выбор.

На первом этапе разработки системы в качестве автоматизируемых выбраны следующие функции:

- функция выбора и поддержания электрического режима для формирования сплавления разнородных металлов с заданной относительной неравномерностью проплавления и минимальной средней глубиной проплавления;
- функция выбора и поддержания электрического режима для обеспечения стабильных условий кристаллизации наплавляемого металла.

Выбор того или иного электрического режима осуществляется оператором из числа предоставляемых системой. Система строится таким образом, чтобы история наплавки накапливалась и сохранялась в памяти компьютера. Из того, что находится в памяти компьютера, оператор может выбрать необходимый режим или создать новый с последующим запоминанием. После выбора режима и запуска системы «в работу» система выполняет функцию стабилизации заданных пара-

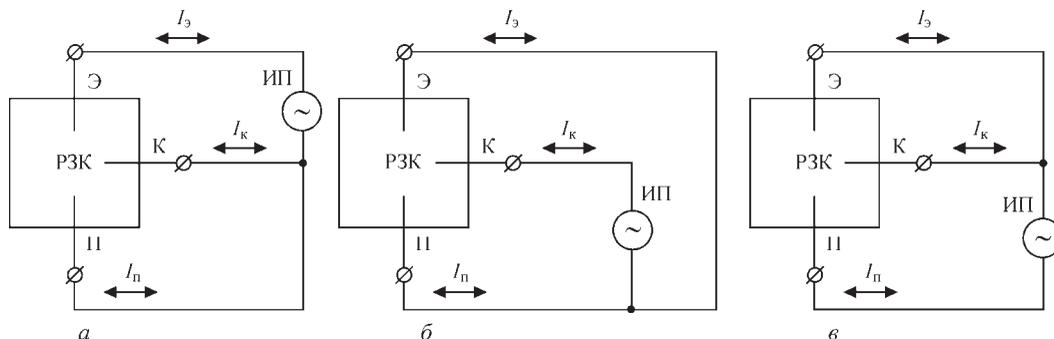


Рис. 4. Типы схем подключения элементов рабочей зоны наплавки к источнику питания переменного тока: а — «Э»; б — «К»; в — «П»

метров в заданном диапазоне. Значения заданных параметров и диапазон стабилизации не являются постоянными и определяются выбранным режимом.

При автоматизации режима формирования сплавления разнородных металлов с заданной относительной неравномерностью проплавления и минимальной средней глубиной проплавления, необходимо стабилизировать заданную величину заглупления электрода и заданное напряжение источника при подключении источника к ТПК по схеме «П».

При автоматизации обеспечения стабильных условий кристаллизации наплавляемого металла необходимо стабилизировать заданное значение проводимости канала электрод–поддон и заданное напряжение источника при подключении источника к ТПК по схеме «Э».

Именно такой подход выполнения электрошлаковой наплавки был предложен в работе [9] на основании оценки продольных шлифов биметаллических заготовок.

Концептуально, при разработке системы автоматического управления ЭШН в ТПК должны быть выполнены следующие функции и задачи:

- контроль и индикация текущих значений скорости перемещения плавящегося электрода, напряжения источника питания, токов наплавки, проходящих через электрод, кристаллизатор и поддон;
- обеспечение наличия устройств, задающих значения параметров режима, индикацию заданного типового режима наплавки;
- контроль и индикацию значений вычисляемых параметров (величина заглупления электрода, производительность наплавки, время протекания процесса и т. п.);
- математическое моделирование и экспериментальные исследования зависимостей глубины и равномерности проплавления от величины заглупления электрода и потребляемой токоподводящим кристаллизатором мощности;
- автоматическое управление перемещением электрода;
- автоматическое управление напряжением, током и потребляемой мощностью наплавки.

Структурная схема автоматизации проплавлением основного металла при ЭШН в ТПК представлена на рис. 5. Система состоит из блока «Ввод аналоговых сигналов», предназначенного для ввода в систему сигналов напряжения наплавки U_n и токов $I_э$, $I_п$, $I_к$, т. е. электрода, поддона и кристаллизатора, соответственно, поступающие от датчиков, находящихся в непосредственной близости от «Токоподводящего кристаллизатора». Блок «Вывод аналоговых сигналов» предназна-



Рис. 5. Структурная схема автоматизации проплавлением основного металла при ЭШН в ТПК

чен для вывода управляющих сигналов P_u — датчик выходного напряжения «Источника питания» и P_{vp} — датчик скорости перемещения расходуемого электрода, который воздействует на блок управления приводом механизма перемещения электрода «БУП». «Панель заданий и контроля» предназначена для ручного ввода и индикации дискретной, цифровой, текстовой информации и автоматического ввода указанной информации в «Управляющее устройство», а также приема из него сигналов для индикации на самой «Панели заданий и контроля». «Управляющее устройство» производит прием аналоговых сигналов от «Объекта управления» и дискретных сигналов от «Панели заданий и контроля», производит математическую обработку этих сигналов и формирует дискретные сигналы для передачи в «Панель заданий и контроля» для индикации, а также управляющие аналоговые сигналы для «Объекта управления». Кроме того, осуществляет запись истории наплавки для неизученных видов и режимов наплавки, с целью дальнейшей обработки записанных массивов информации и модернизации программного обеспечения системы, формирует массив аппроксимирующих регрессионных функций для видов и режимов наплавки, предусмотренных в системе, а также массив историй наплавки.

На данном этапе «Управляющее устройство» реализовано на ноутбуке LENOVO модель IdealPad Y560 с 64-разрядной операционной системой. Ввод аналоговой информации производится с помощью внешнего АЦП E14-140-M L-CARD (шина USB2), который особенно удобен для создания портативных измерительных систем на базе ноутбука. Он имеет программно-управляемую настройку параметров сбора данных: количество и последовательность опроса входных каналов, диапазонов измерения, частоты аналого-цифрового преобразования. В качестве норми-

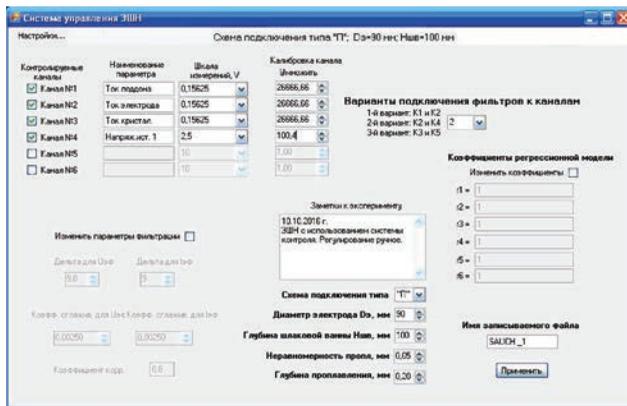


Рис. 6. Вид экрана компьютера при начальной настройке системы управления ЭШН перед наплавкой

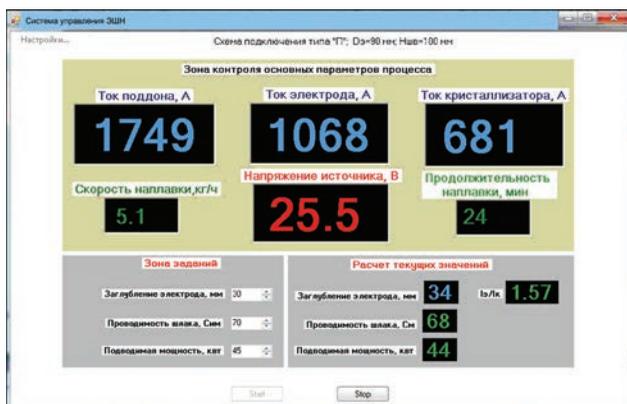


Рис. 7. Вид экрана компьютера при работе системы в режиме контроля, управления и регистрации процесса наплавки

рующих преобразователей сигналов тока и напряжения использовано оригинальное нестандартное устройство собственной разработки.

Осуществлялось «ручное» регулирование по рассчитанным системой показателям. Вручную поддерживалась скорость подачи электрода с целью стабилизации величины заглубления электрода в шлаковую ванну, а также значение напряжения источника.

На рис. 6 представлен вид экрана компьютера при начальной настройке системы управления ЭШН перед наплавкой. Задаются параметры ввода и фильтрации входных сигналов, технологические условия предстоящей наплавки, тип схемы подключения источника к ТПК и т. п.

На рис. 7 представлен вид экрана компьютера при работе системы в режиме контроля, управления и регистрации процесса наплавки. Значения напряжения источника, токов поддона, кристаллизатора и электрода отображаются на экране в реальном режиме времени с частотой представления 1 Гц. Скорость наплавки и продолжительность наплавки представляются с периодичностью 1 мин. Расчетные текущие значения параметров процесса индицируются с периодичностью 5 с.

Выводы

1. Разработаны основные принципы построения системы автоматического регулирования проплавлением основного металла при торцевой электрошлаковой наплавке электродом большого сечения в токоподводящем кристаллизаторе. Разработана пилотная версия компьютерной системы автоматического управления ЭШН в ТПК.

2. Исходя из представлений о рабочей зоне кристаллизатора, для использования предложены на выбор технолога три схемы распределения тока в рабочей зоне наплавки, обозначенные как «Э», «К» и «П», которые определяют процесс плавления электрода и величину проплавления основного металла.

3. Определены основные контролируемые комплексные параметры в системе — это электрическая проводимость каналов и потребляемая ими мощность. Используя их, можно косвенным путем определять положение торца плавящегося электрода в шлаковой ванне и управлять процессом электрошлаковой наплавки, изменяя скорости опускания электрода и напряжения источника питания. В результате — обеспечить минимальное и равномерное проплавление основного металла, стабилизацию процесса наплавки с заданными значениями производительности и энергоэффективности.

Список литературы

1. Кусков Ю. М., Гордань Г. Н., Богайчук И. Л., Кайда Т. В. (2015) Электрошлаковая наплавка дискретным материалом различного способа изготовления. *Автоматическая сварка*, 5-6, 34–37.
2. Моисеев В. В., Закамаркин М. К., Лоиферман М. А., Четвертных В. В. (2001) Один миллион стали ЭШП выплавлен с использованием ЭВМ. *Проблемы спец. электрометаллургии*, 3, 15–18.
3. Троянский А. А., Рябцев А. Д., Самборский М. В., Мастепан В. Ю. (2002) Использование измерительной информационной системы для исследования процесса ЭШП. *Металл и литье Украины*, 7-8, С.25–26.
4. Владимирский Э. И., Исмаилов Б. И. (2011) *Синергетические методы управления хаотическими системами*. Баку, ELM.
5. Дудко Д. А., Рублевский И. Н. (1962) К вопросу о природе вентильного эффекта при электрошлаковом процессе. *Автоматическая сварка*, 4, 40–48.
6. Кусков Ю. М., Соловьев В. Г., Жданов В. А. (2017) Торцевая электрошлаковая наплавка электродом большого сечения в токоподводящем кристаллизаторе. *Там же*, 1, 40–45.
7. Миронов Ю. М. (2002) Влияние рода тока на процессы в электрошлаковых установках. *Электрометаллургия*, 4, 25–32.
8. Соловьев В. Г., Кусков Ю. М. (2018) Оценка влияния технологических и электрических параметров ЭШН в токоподводящем кристаллизаторе на скорость плавления электрода и проплавление. *Автоматическая сварка*, 6, 24–32.
9. Кусков Ю. М., Соловьев В. Г., Осечков П. П., Осин В. В. (2018) Электрошлаковая наплавка электродом большого сечения на постоянном токе в токоподводящем кристаллизаторе. *Там же*, 3, 38–42.

References

1. Kuskov, Yu.M., Gordan, G.N., Ereemeeva, L.T. et al. (2015) Effect of magnetic-pulsed treatment of filler materials on deposited metal structure. *The Paton Welding J.*, **5-6**, 121-123.
2. Moiseev, V.V., Zakamarkin, M.K., Loiferman, M.A., Chetvertnykh, V.V. (2001) One million of steel ESR was melted using computer. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **3**, 15-18 [in Russian].
3. Troyansky, A.A., Ryabtsev, A.D., Samborsky, M.V., Mastepan, V.Yu. (2002) Application of information measurement system for study of ESR process. *Metall i Lityo Ukrainy*, **7-8**, 25-26 [in Russian].
4. Vladimirovsky, E.I., Ismajlov, B.I. (2011) *Synergetic methods of control of chaotic systems*. Baku, ELM [in Russian].
5. Dudko, D.A., Rublevsky, I.N. (1962) To problem of nature of barrier effect during electrosag process. *Avtomatich. Svarka*, **4**, 40-48 [in Russian].
6. Kuskov, Yu.M., Soloviov, V.G., Zhdanov, V.A. (2017) Electrosag surfacing of end faces with large-section electrode in current-supplying mould. *The Paton Welding J.*, **2**, 29-32.
7. Mironov, Yu.M. (2002) Influence of nature of current on processes in electrosag installations. *Elektrometallurgiya*, **4**, 25-32 [in Russian].
8. Soloviov, V.G., Kuskov, Yu.M. (2018) Influence of technological and electrical parameters of ESS in current-supplying mould on electrode melting rate and base metal penetration. *The Paton Welding J.*, **6**, 20-27.
9. Kuskov, Yu.M., Soloviov, V.G., Osechkov, P.P., Osin, V.V. (2018) Electrosag surfacing with large-section electrode at direct current in current-supplying mould. *Ibid.*, **3**, 32-35.

КЕРУВАННЯ ПРОЦЕСОМ ПРОПЛАВЛЕННЯ ОСНОВНОГО МЕТАЛУ ПРИ ТОРЦЕВОМУ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОМУ НАПЛАВЛЕННІ У СТРУМОПІДВІДНОМУ КРИСТАЛІЗАТОРІ

В. Г. СОЛОВІЙОВ, Ю. М. КУСКОВ

ІЕЗ ім. С. О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

При відсутності дискретної присадки певного хімічного складу з'являється задача виконувати торцеве електрошлакове наплавлення електродами великого перерізу. При цьому одним із головних показників якості наплавлення є отримання мінімального та рівномірного проплавлення основного металу. Розроблено основні принципи побудови системи автоматичного регулювання цих параметрів при торцевому електрошлаковому наплавленні в струмопідвідному кристалізаторі. Запропоновано схеми управління розподілом струмів в струмопідвідному кристалізаторі, які дозволяють регулювати процес плавлення електрода і, тим самим, непрямо управляти якістю проплавлення основного металу. Використовувати ту чи іншу схему для отримання якісного біметалічного з'єднання необхідно із забезпеченням регулювання положення торця переплавленого електрода в шлаковій ванні відносно струмоведучої секції кристалізатора та підтримувannya розрахункового теплового рівня шлакової ванни. Бібліогр. 9, рис. 7.

Ключові слова: автоматизація, регулювання, проплавлення, торцеве електрошлакове наплавлення, струмопідвідний кристалізатор, електрод, провідність

CONTROL OF THE PROCESS OF BASE METAL PENETRATION AT END FACE ELECTROSLAG SURFACING IN CURRENT-SUPPLYING MOULD

V.G. SOLOVYEV, Yu.M. KUSKOV

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazymyr Malevych Str., Kyiv, 03150. E-mail: office@paton.kiev.ua

In the absence of discrete filler of a certain chemical composition, there appears the task of performing end face electrosag surfacing with large-section electrodes. Here, one of the main surfacing quality characteristics is achieving minimum and uniform penetration of the base metal. Main principles of construction of the system of automatic regulation of these parameters at end face electrosag surfacing in a current-supplying mould were developed. Schemes of control of current distribution in the current-supplying mould are proposed, which allow regulation of the process of electrode melting, and, thus, indirect control of the quality of base metal penetration. A particular scheme should be used to produce a sound bimetal joint with provision of regulation of the position of remelted electrode end face in the slag pool relative to the current-conducting section of the mould and maintaining the calculated heat level of the slag pool. 9 Ref., 7 Fig.

Keywords: automation, regulation, penetration, end face electrosag surfacing current-supplying mould, electrode, conductivity

Поступила в редакцію 15.03.2018

МОДЕЛИРОВАНИЕ ФАЗОВО-СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И УПРАВЛЕНИЕ СВОЙСТВАМИ МЕТАЛЛА СИСТЕМЫ ЛЕГИРОВАНИЯ Fe–Cr–Mn, НАПЛАВЛЕННОГО НА НИЗКОУГЛЕРОДИСТУЮ КОНСТРУКЦИОННУЮ СТАЛЬ

Я. А. ЧЕЙЛЯХ, А. П. ЧЕЙЛЯХ

Приазовский государственный технический университет. 87555, Донецкая обл., г. Мариуполь, ул. Университетская, 7.
E-mail: cheylyakh_o_p@pstu.edu

Разработана физико-математическая модель, описывающая формирование структуры наплавленного металла системы легирования Fe–Cr–Mn и связывающая его химический состав, критические точки мартенситного превращения (M_s , M_f), фазово-структурное состояние и характер их послыоного изменения по толщине наплавленного металла. Модель позволяет проектировать и регулировать химический и фазовый (аустенитный, аустенитно-мартенситный, мартенситно-аустенитный, мартенситный) составы металла системы легирования Fe–Cr–Mn, наплавленного на сталь СтЗ, что дает возможность управлять эксплуатационными свойствами наплавленного металла. Для конкретных условий эксплуатации наплавленных деталей необходимо подбирать фазовый состав наплавленного металла (содержание мартенсита закалки и метастабильного аустенита), степень метастабильности γ -фазы, обеспечивающее оптимальное развитие деформационного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения и получение наибольшего эффекта упрочнения в процессе испытаний и эксплуатации. Библиогр. 14, табл. 1, рис. 5.

Ключевые слова: наплавка, порошковая проволока, метастабильный аустенит, мартенсит, моделирование, превращения, износостойкость

Управление структурой и эксплуатационными свойствами наплавленного металла (НМ) — одна из основных задач при изготовительной и восстановительной наплавке практически всех ответственных деталей в различных отраслях промышленности [1–3]. Эта проблема является особенно актуальной при наплавке высокомарганцевых и высокохромомарганцевых сталей с учетом того, что эти стали имеют структуру метастабильного аустенита, который может упрочняться в процессе эксплуатации с динамическими механическими нагрузками [4–8]. Учитывая тот факт, что при дуговой наплавке наблюдается значительное проплавление основного металла и предыдущих наплавленных слоев, химический и фазовый состав, а также структура наплавленного металла будут определенным образом меняться от слоя к слою.

Целью данной работы является создание научно-обоснованной модели формирования и регулирования фазово-структурного состояния и эксплуатационных свойств наплавленного металла системы легирования Fe–Cr–Mn в зависимости от его химического состава и химического состава основного металла, а также параметров технологии электродуговой наплавки порошковой проволокой.

Предложена физико-математическая модель (№1) послыоно-ступенчатого распределения легирующих элементов по слоям НМ в зависимости

от степени проплавления основного металла [9]. В модели, с определенными допущениями, принято, что в слоях НМ содержание легирующих элементов изменяется ступенчато. При многослойной наплавке химический состав каждого слоя определяется разбавлением предыдущего и долей его участия в формировании каждого последующего слоя ($N_1, N_2, N_3 \dots N_i$). Установлено, что любые сочетания разных или одинаковых долей участия основного металла в наплавленном металле по слоям, равные по сумме ($N_1 + N_2 + N_3 \dots N_i$) дают одинаковый химический состав итогового (верхнего) наплавленного слоя. На основании экспериментальных исследований и анализа формирования состава каждого из наплавленных слоев получено уравнение расчета содержания каждого из элементов в i -ом наплавленном слое при различных степенях проплавления:

$$C_{\gamma}^{\text{НМ}i} = C_{\gamma}^{\circ} N_1 N_2 N_3 \dots N_i + C_{\gamma}^{\text{з}} (1 - N_1 N_2 N_3 \dots N_i), \quad (1)$$

где C_{γ}° — содержание элемента в металле основы; $C_{\gamma}^{\text{з}}$ — заданное содержание элемента.

При одинаковой доле основного металла и предыдущих слоев в наплавленном металле, зависимость (1) примет следующий вид:

$$C_{\gamma}^{\text{НМ}i} = C_{\gamma}^{\circ} N^i + C_{\gamma}^{\text{з}} (1 - N^i). \quad (2)$$

С учетом возможного окисления (угара) легирующих элементов (при наплавке открытой дугой), либо поступления легирующих элементов

из флюса в расплав, выражения (1) и (2) должны быть дополнены слагаемым $\pm \Delta C_9^{\Phi}$, характеризующим вклад в химический состав НМ состава флюса, аналогично данным работы [10]:

$$C_9^{NMi} = C_9^o N_1 N_2 N_3 \dots N_i + C_9^s (1 - N_1 N_2 N_3 \dots N_i) \pm \Delta C_9^{\Phi}, \quad (3)$$

$$C_9^{NMi} = C_9^o N^i + C_9^s (1 - N^i) \pm \Delta C_9^{\Phi}. \quad (4)$$

Полученные уравнения (1)–(4) подтверждают известный вывод о том, что чем меньше степень проплавления и, соответственно, доля участия основного металла в наплавленном N , тем быстрее и при меньшем количестве слоев достигается заданный химический состав НМ [1].

При различной доле участия основного металла в каждом из наплавленных слоев многослойной наплавки результат вычисления содержания элементов определяется с учетом их произведения ($N_1 N_2 N_3 \dots N_i$). На основании изложенного предложена физико-математическая модель послойного формирования химического и фазового состава (№1), графическая интерпретация которой приведена на рис. 1. После наплавки первого слоя на нелегированную сталь-основу (Ст3) содержание легирующих элементов в первом слое НМ достаточно резко увеличивается при переходе границы сплавления и по толщине этого слоя средняя концентрация остается приблизительно одинаковой, что соответствует горизонтальному участку кривой распределения концентраций. При этом заданное содержание легирующих элементов в первом слое обычно не достигается. После наплавки второго слоя концентрация легирующих элементов на границе сплавления первого и второго слоев вследствие проплавления первого слоя с определенной N_2 вновь увеличивается, и, приблизительно, сохраняется постоянной по толщине этого (второго) слоя (рис. 1, кривые 1, 2). Аналогично формируется химический состав третьего и последующих слоев.

Расчетный состав НМ в зависимости от доли основного металла в наплавленном (N) при трехслойной наплавке порошковой проволокой ПП-Нп-12Х13Г12САФ

Но- мер слоя	N для каждого слоя НМ			Расчетный состав НМ (тип наплавлен- ного металла)	Фазо- вый состав НМ
	1	2	3		
1	0,3	-	-	14Х9Г8СТАФ	М + А
2	0,3	0,3	-	12Х11Г9СТАФ	А + М
3	0,3	0,3	0,3	12Х13Г12СТАФ	А
1	0,5	-	-	17Х7Г6СТАФ	М + А
3	0,5	0,5	0,5	14Х12Г11СТАФ	А
1	0,7	-	-	19Х5Г4СТАФ	М
3	0,7	0,7	0,7	15Х9Г8СТАФ	А + М

Примечание: М — мартенсит закалки; А — аустенит.

Согласно расчетам, содержание углерода также ступенчато изменяется по слоям в сторону увеличения, или, напротив, уменьшения (как это показано на рис. 1, кривые 5, 6) в зависимости от его содержания в металле-основе по отношению к содержанию в порошковой проволоке. В 4...6 слоях концентрация элементов будет соответствовать заданному составу порошковой проволоки.

Чем больше скорость наплавки и меньше ток в изученных пределах ($v_{напл} = 18...38$ м/ч, $I = 320...500$ А), тем меньше доля участия металла каждого предыдущего слоя в формировании последующего, тем уже зона межслойного сплавления и больше разница в концентрациях элементов между горизонталями на концентрационных кривых послойного анализа.

Послойный расчет состава металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-Нп-12Х13Г12СТАФ, с использованием предложенной модели приведен в таблице. Как видно из приведенных данных, при многослойной наплавке обеспечивается получение НМ со структурой метастабильного аустенита.

Соотношение легирующих элементов (прежде всего хрома и марганца), а также углерода, оказывающих существенное влияние (понижение) на точки M_H и M_K , подбиралось таким образом, чтобы в верхнем слое НМ получить аустенитную метастабильную структуру, соответствующую составу 12Х13Г12СТАФ.

При небольшой доле основного металла и последующих слоев в наплавленном металле ($N_1; N_2; N_3 \leq 0,3$) заданный химический состав металла, наплавленного проволокой ПП-Нп-

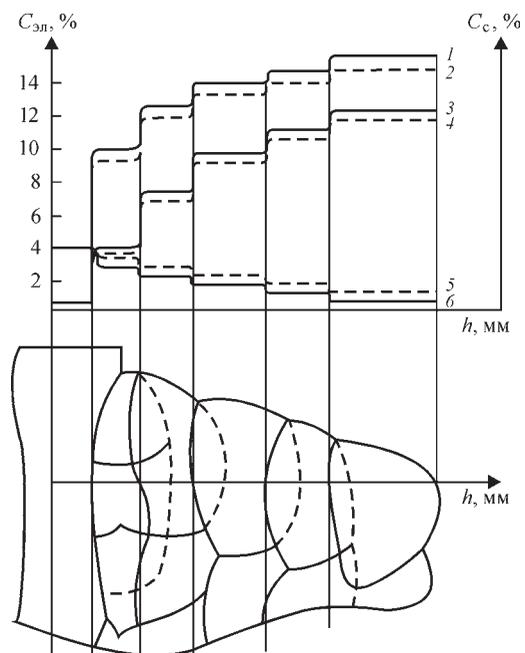


Рис. 1. Модель распределения содержания легирующих элементов по слоям НМ: 1, 2 — хром; 3, 4 — марганец; 5, 6 — углерод (сплошные линии — $N = 0,3$; пунктирные — $N = 0,5$)

12Х13Г12СТАФ, достигается уже в третьем слое, который отвечает стали 12Х13Г12СТАФ с метастабильным аустенитом. При средних значениях $N_1, N_2, N_3 \approx 0,5$ заданный химический состав НМ может быть получен только в четвертом или даже пятом слоях. В третьем же слое он будет соответствовать марке 14Х12Г11СТАФ аустенитного класса с недолегированием по хрому (на $\sim 1,5\%$), марганцу (на $\sim 1,5\%$) и завышенным на $0,02\%$ содержанием углерода (таблица).

При большой доле основного металла и последующих слоев ($N_1, N_2, N_3 \approx 0,7$) состав третьего наплавленного слоя будет соответствовать стали 15Х9Г8СТАФ (таблица) с недостатком легирования от заданного состава по хрому и марганцу на $\sim 4\%$, по кремнию $\sim 0,6\%$, превышением содержания углерода на $\sim 0,03\%$, содержание ванадия и титана может быть на нижних пределах. Этот наплавленный металл относится к мартенситно-аустенитному классу. При наплавке со степенью проплавления $N \approx 0,7$ (режимы, которые обеспечивают такое проплавление, при наплавке применять не рекомендуется), получение заданного химического состава будет возможно лишь в 6...7 слоях. Достоверность результатов расчетов состава НМ по разработанной модели подтверждена экспериментальными результатами работ [9, 10] и др.

Химический состав каждого наплавленного слоя оказывает влияние на мартенситные точки M_H, M_K и M_d^* и определяет фазовый состав слоев наплавленного металла [11, 12]: аустенитный (А); аустенитно-мартенситный (А + М) ($< 50\%$ мартенсита закалки и $> 50\%$ аустенита); мартенситно-аустенитный (М + А) ($> 50\%$ мартенсита закалки, остальное $A_{ост}$); мартенситный (М) с $5...15\% A_{ост}$. Во всех случаях в структуре наплавленного металла присутствует небольшое количество карбидов (карбонитридов).

Характер распределения химических элементов согласно предложенной модели подтверждается экспериментальными результатами спектрального (квантометрического) анализа на квантометре «СпектротакХ» (после пошаговой шлифовки слоев по $0,3...0,5$ мм, а также микрорентгеноспектрального анализа с использованием автоэмиссионного электронного микроскопа «Ultra-55» (с шагом порядка $0,1...0,2$ мм) (рис. 2). Структурно-фазовое состояние по слоям Fe–Cr–Mn НМ определяли методами количественной металлографии и рентгеноструктурным анализом на дифрактометре ДРОН-3 в железном K_α -излучении.

По количественному соотношению мартенсита закалки и метастабильного аустенита устанавливается M_d^* — наименьшая температура, при которой образуется не менее 50% мартенсита деформации вследствие ДМПИ.

ливали (послойно) структурный класс НМ. Верхний слой при трехслойной наплавке проволокой ПП-Нп-12Х13Г12СТАФ при $N_i = 0,31...0,40$ соответствует марке НМ 20Х12Г9СТАФ (А + М) класса. В пределах каждого слоя наблюдаются колебания содержания элементов в небольших пределах, характерных для дуговой наплавки порошковой проволокой. При $N_i = 0,70...0,76$ в третьем слое формируется НМ марки 20Х10Г8СТАФ (М + А) класса с качественно аналогичным характером распределения легирующих элементов.

В связи с важностью учета влияния химического состава каждого слоя на фазовый состав НМ, разработана физико-математическая модель (№2), учитывающая влияние основных элементов (Cr, Mn, Si, C) на точку M_H в Fe–Cr–Mn сталях. Использование этой модели позволило получить разные составы НМ (12...20)Х(8...13)Г(6...12)СТАФ с вариацией содержания элементов в пределах (мас.%): $0,12...0,2$ C, $8...13$ Cr, $6...12$ Mn.

С использованием регрессионного анализа экспериментальных данных о высокопрочных сталях близкого легирования составов Fe– $0,3\%C$ –(2...8)%Cr–6%Mn–2%Si и Fe– $0,1\%C$ –14%Cr–(0...8)%Mn получены следующие полиномиальные зависимости t_{M_H} от содержания хрома и марганца:

$$M_H(\text{Cr}) = -a\text{Cr}^3 + b\text{Cr}^2 - c\text{Cr} + d + \Delta M_H, \quad (4)$$

$$M_H(\text{Mn}) = -a(\text{Mn})^2 - b(\text{Mn}) + c + \Delta M_H, \quad (5)$$

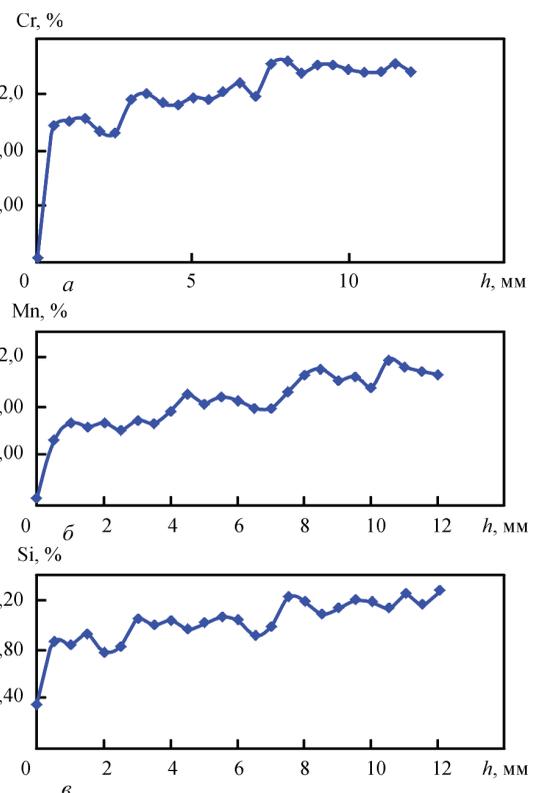


Рис. 2. Распределение легирующих элементов по толщине h трехслойного НМ типа стали 20Х12Г9СТАФ: а — хром; б — марганец; в — кремний

где Cr и Mn — содержание элементов в НМ, мас. %; a, b, c, d — постоянные коэффициенты, отражающие степень влияния элемента; ΔM_n — средняя величина смещения $t. M_n$ от экспериментальных зависимостей под влиянием углерода и легирующих элементов (по обобщению литературных данных, приведенным в работе [12]):

$$\Delta M_n = -500\Delta C - 38\Delta Mn - 8\Delta Cr - 40\Delta Si, \quad (6)$$

где $\Delta C, \Delta Mn, \Delta Si, \Delta Cr$ — разница между содержанием легирующего элемента в экспериментальном и модельном НМ, %.

Коэффициенты корреляции составили: для уравнения (4) — $R^2 = 0,9999$; (5) — $R^2 = 0,9975$.

С использованием модели расчетным путем с помощью уравнений (4)–(6) построены серии кривых: зависимостей $t. M_n$ от содержания хрома и марганца при дискретных значениях содержания остальных элементов (соответственно, Mn, Cr, Si, C), некоторые из которых приведены на рис. 3. Для любого соотношения основных легирующих элементов (Cr, Mn) с помощью модели рассчитывались температуры $t. M_n$ и при охлаждении до комнатной температуры и определялось количество образующихся фаз — мартенсита и аустенита в структуре Fe–Cr–Mn НМ. Так, для НМ, содержа-

щего приблизительно 10 % Cr; 8 % Mn; 0,2 % C; (при одинаковом содержании кремния и ванадия), $t. M_n = 40^\circ C$ (рис. 3, а, кривая 2). При комнатной температуре его фазовый состав: ~ 82 % аустенита и ~ 18 % мартенсита закалки (рис. 3, б, кривая 2). А для стали с таким же содержанием хрома (~ 10 %), но с большим содержанием марганца, например, 10 %, ее структура будет аустенитной. Рассчитанные соотношения фазового состава (содержание мартенсита и аустенита) подтверждены экспериментальными данными магнитометрического и рентгеноструктурного методов, приведенных в работах [10, 12].

Разработанная модель позволяет также по заданному фазовому составу определять необходимое содержание легирующих элементов в НМ и соответствующее ему положение $t. M_n$. По этому содержанию с помощью известных методов [13] можно рассчитать состав шихты порошковой проволоки, который обеспечит формирование заданного химического и фазово-структурного состава НМ.

Полученные расчетные соотношения количеств мартенсита закалки и метастабильного аустенита для Fe–Cr–Mn НМ адекватно соответствуют экспериментальным результатам, определенным магнитометрическим и рентгеноструктурными методами [11, 12].

Обобщение рассмотренных выше двух моделей позволяет объяснить различия послойного формирования фазового состава НМ от концентрации химических элементов согласно следующей причинно-следственной взаимосвязи. Химический состав каждого наплавленного слоя зависит от состава наплавочного материала, степени проплавления (доли участия) основного металла и последующих наплавленных слоев (рис. 4, а). Содержание элементов в слоях определяет температуры $t. M_n$ и M_c (рис. 4, б), влияющих на количество образующегося при охлаждении Fe–Cr–Mn НМ мартенсита и метастабильного аустенита в пределах от 0 до 100 % каждой фазы (рис. 4, в). Это соотношение определяет формирование износостойкости исследованного НМ (рис. 5). В первом приближении, чем больше образуется мартенсита закалки — тем выше твердость и износостойкость, а чем больше остается аустенита — тем ниже эти свойства, но выше пластичность и ударная вязкость. Однако эти характеристики и износостойкость НМ зависят не только от соотношения количеств мартенсита закалки и аустенита. Особенно важно, что аустенит в структуре исследованного Fe–Cr–Mn НМ является метастабильной фазой, претерпевающей деформационное мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращение в процессе испытаний (изнашивания) (ДМПТИ), вызывающее деформационное упрочнение и, одно-

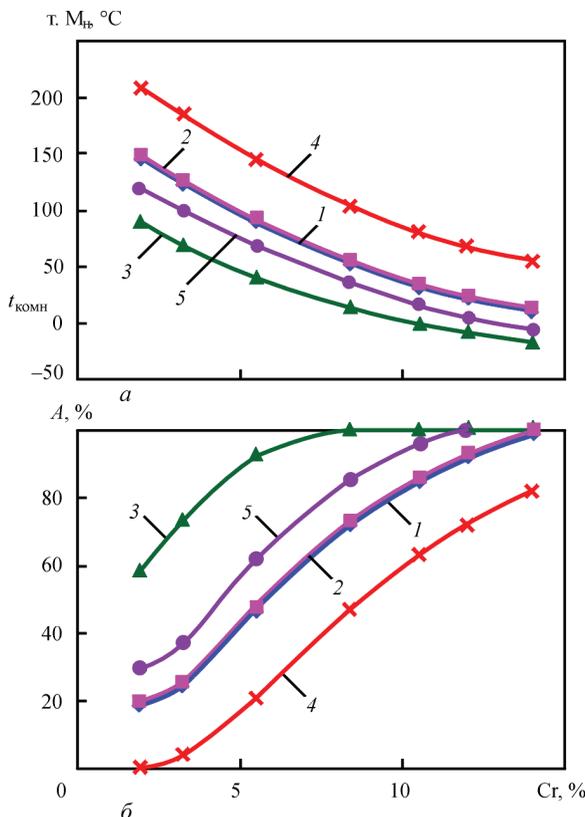


Рис. 3. Экспериментальная и расчетные зависимости влияния хрома на положение $t. M_n$ (а) и количество аустенита (б) в Fe–Cr–Mn сталях с различной вариацией легирующих элементов: 1 — экспериментальные стали 30X(2...8)Г6С2Ф (с экстраполяцией кривых до 14,0%Cr); модельные: 2 — 20X(2...14)Г8СФ; 3 — 20X(2...14)Г10СФ; 4 — 10X(2...14)Г8СФ; 5 — 10X(2...14)Г10СФ

временно, релаксацию напряжений. Степень метастабильности, определяющая кинетику ДМПИ и количество образующего мартенсита деформации, зависит от разных факторов: соотношения между содержанием мартенсита закалки и метастабильного аустенита, состава и степени его упрочнения, термической обработки, условий испытаний и эксплуатации [8, 11]. Все это в совокупности и определяет формирование механических и эксплуатационных свойств НМ системы легирования Fe–Cr–Mn.

На рис. 4, б схематически показана графическая зависимость положения $t. M_H$ от содержания одного из легирующих элементов в Fe–Cr–Mn НМ (например, хрома, марганца, кремния или углерода). Зависимость количества мартенсита закалки M и аустенита A от положения $t. M_H$ приведена на рис. 4, в. Последний показывает различное количественное соотношение между мартенситом закалки и остаточным аустенитом для разного содержания легирующего элемента и, соответ-

ственно, разной температуры $t. M_H$ (например, a_1, b_1, a_2, b_2 на рис. 4, в).

Полученные экспериментально графические зависимости между $t. M_H$ и количеством мартенсита закалки M , аустенита A для системы легирования сталей составов 30X(2...14)Г6С2Ф и 10X14Г(0...12) [11] аппроксимируются полиномиальной функцией 3-й степени:

$$M(\%) = -6 \cdot 10^{-5}(M_H)^3 + 0,147(M_H)^2 - 0,2236(M_H) + 0,8859; A(\%) = 100 - M(\%). \quad (7)$$

При этом коэффициент корреляции составил $R^2 = 1,0$.

Проекция точек кривой $t. M_H - f(\% Cr, Mn, Si)$ модели (№2) (рис. 4, б) на ступенчатые кривые модели (№1) (рис. 4, а) объясняет характер чередования фазово-структурных композиций: металл основы $\rightarrow (M + A) \rightarrow (A + M) \rightarrow A$ по его толщине (от зоны сплавления с металлом основы к поверхностному слою), что определяется температурой $t. M_H$, зависящей от содержания легирующих элементов по слоям НМ (рис. 4, а).

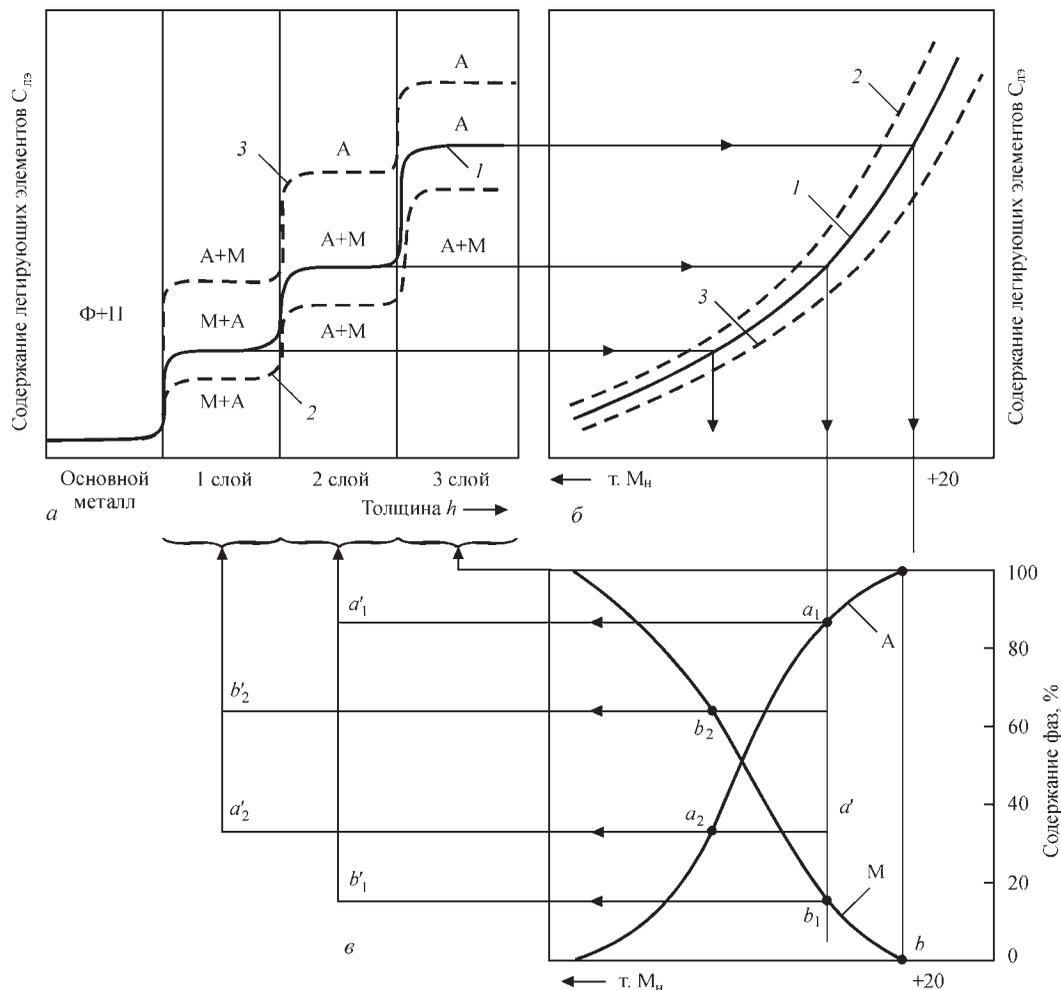


Рис. 4. Принципиальная схема расчета по предложенной обобщенной модели послойно-ступенчатого химического и структурного состава наплавленного Fe–Cr–Mn металла: а — 1–3 — кривые распределения фазового состава по слоям НМ; б — 1–3 — соответствующие им кривые зависимостей $t. M_H$ от содержания основных легирующих элементов (Cr, Mn, Si) (см. рис. 3 и данные работы [12]); в — зависимости количества аустенита (А) и мартенсита закалки (М) от положения $t. M_H$ (подробнее в работе [12]; А — аустенит, М — мартенсит закалки, $\Phi + \Pi$ — ферритно-перлитная структура металла основы (СтЗ)

Обобщенная модель позволяет прогнозировать и проектировать фазовый состав НМ по слоям с учетом технологических параметров наплавки, приведенных выше. С увеличением содержания таких элементов, как Cr, Mn, Si, C (отдельно или комплексно) происходит понижение t_{M_n} (рис. 4, б) и изменяется фазовый состав в сторону повышения содержания аустенита, соответственно, уменьшения содержания мартенсита закалки (рис. 4, в). Исходя из задаваемого химического состава НМ, строили серию кривых $t_{M_n} = f(\% \text{ Cr; Mn; Si})$ используя модель №2 [12] (рис. 4, б, кривые 1, 2, 3).

При обобщении моделей №1 и №2 можно количественно рассчитать получаемый фазовый состав (% А; % М) в каждом наплавленном слое по рис. 4, в, получая ступенчатые кривые 1, 2, 3 на рис. 4, а). Для этого используются полученные расчетные зависимости (7) и зависимости содержания фаз от t_{M_n} (рис. 4, в) через влияние на нее легирующих элементов и углерода в каждом наплавленном слое, проецируя получаемые точки на кривые 1, 2, 3 (рис. 4, б) через рис. 4, в на рис. 4, а. Проецирование определенного таким образом фазового состава (мас. %) от кривых на рис. 4, а до кривой (рис. 4, б), а от нее — вниз на рис. 4, в можно получить качественное и количественное представление о фазовом составе каждого из наплавленных слоев (рис. 4, а).

В качестве примера можно рассмотреть НМ, соответствующий кривой 1 распределения легирующих элементов по слоям (рис. 4, а). Первый (нижний) слой характеризуется горизонтальной полкой ступени, которую нужно спроецировать на кривую 1 (рис. 4, б), соответствующую данному наплавленному материалу и условиям наплавки, и характеризующую зависимость t_{M_n} и содержания элементов в этом слое. Проекции полученной точки на график фазового состава (соотношения

фаз мартенсита закалки — М и аустенита — А) показывают содержание мартенсита закалки ($t_{b_2} \approx 65\%$) и аустенита ($a_2 \approx 35\%$). Точки b'_2 и a'_2 характеризуют мартенситно-аустенитный (М + А) фазовый состав первого слоя (показано стрелкой к фигурной скобке на рис. 4, а). Второй слой характеризуется соответствующей ступенькой (рис. 4, а), проекция которой на рис. 4, б к рассмотренной выше кривой 1, а от нее вниз на рис. 4, в показывают получаемый фазовый состав, который характеризуют точки $a_1 \approx 89\%$ аустенита и $b_1 \approx 11\%$ мартенсита закалки. Проекции этих точек a'_1 и b'_1 (стрелкой вверх к фигурной скобке) показывают аустенитно-мартенситный (А + М) фазовый состав второго слоя на рис. 4, а. Верхний третий слой НМ характеризует верхняя ступенька на графике модели (рис. 4, а). Ее проекция на кривую 1 рис. 4, б, а затем вниз на кривую рис. 4, в показывает чисто аустенитный фазовый состав (100 % А).

Аналогично можно рассмотреть формирование химического состава, а от него через влияние на t_{M_n} (рис. 4, б) — на формирование фазового состава (А и М) на рис. 4, в для иных условий наплавки, характеризующихся меньшим содержанием легирующих элементов и углерода (кривая 2 на рис. 4, а) или, напротив, большим (кривая 3 на рис. 4, а). Это зависит от несколько отличающегося химического состава наплавленного материала той же Fe–Cr–Mn системы легирования, либо при одинаковом его химическом составе — других показателей проплавления (долей участия) основного металла и последующих слоев.

Полученные расчетные результаты о содержании мартенсита и метастабильного аустенита по слоям НМ, как и послойно-ступенчатый характер изменения химического и фазово-структурного составов по слоям НМ, подтверждены квантометрическим анализом, электронно-микроскопическими, металлографическими и рентгеноструктурными исследованиями.

В совокупности, полученная при наплавке микроструктура и степень метастабильности γ -фазы, определяют характер и кинетику $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ и позволяют управлять формированием физико-механических и эксплуатационных свойств. Подбирая указанные параметры, можно получать сочетания разных фазово-структурных зон (А, А+М, М+А, М) Fe–Cr–Mn НМ различной толщины.

Соответственно послойному характеру изменения фазово-структурного состояния и степени деформационной метастабильности аустенита изменяется твердость и износостойкость НМ. Это схематически показано на рис. 5 на основе обобщения результатов наших предыдущих исследований [10, 11, 14], где приведены аналогичные кривые для НМ разного химического и фазового

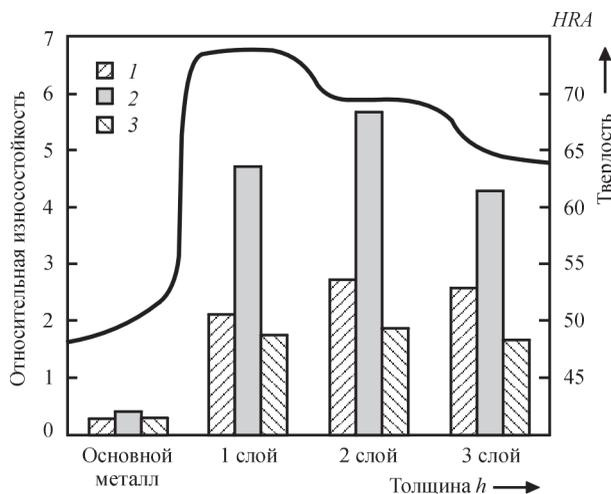


Рис. 5. Зависимости твердости (кривая) и относительной износостойкости в разных условиях изнашивания метастабильного Fe–Cr–Mn НМ: 1 — металл по металлу; 2 — ударно-абразивная; 3 — абразивная

составов. Наиболее высокая твердость Fe-Cr-Mn НМ соответствует (M + A) структуре (первый или второй слои), затем она снижается вследствие увеличения содержания более пластичного аустенита в (A + M) структуре и в еще большей степени понижается для аустенитной структуры (соответственно, второй или третий слои). Согласно экспериментальным данным, наибольшую износостойкость НМ системы легирования Fe-Cr-Mn обеспечивает аустенито-мартенситная структура с активной кинетикой $\gamma\text{-}\alpha'$ ДМПИ [10, 11].

Причиной значительного повышения износостойкости метастабильного Fe-Cr-Mn НМ с (A + M) структурой является получение при наплавке некоторого количества мартенсита закалки (20...30 %) и образование значительного количества мартенсита деформации в тонком поверхностном слое (30...55 %) в результате развития $\gamma\text{-}\alpha'$ ДМПИ, а также наклеп мартенситно-аустенитной структуры под действием изнашивающей среды. Мартенсит деформации отличается повышенной дисперсностью, более высоким уровнем микроискажений и повышенной плотностью дислокаций, а процесс его образования сопровождается релаксационными процессами [8], что способствует повышению пластичности, износостойкости и долговечности НМ. Вероятно также развитие динамического деформационного старения, характеризующегося выделением высокодисперсных частиц карбидов и карбонитридов из мартенсита и аустенита в ходе изнашивания в поверхностном слое, что также является важным фактором повышения износостойкости. Конечно, для конкретных условий эксплуатации наплавленных деталей необходимо подбирать фазовый состав (содержание мартенсита закалки и метастабильного аустенита), степень метастабильности γ -фазы, обеспечивающее оптимальное развитие $\gamma\text{-}\alpha'$ ДМПИ и получение наибольшего эффекта упрочнения в процессе испытаний и эксплуатации.

В целом, при оптимальных параметрах химического, фазового состава, микроструктуры и кинетики $\gamma\text{-}\alpha'$ ДМПИ для каждого вида изнашивания достигаются повышенные характеристики свойств и износостойкости исследованного метастабильного НМ, которые значительно превышают свойства деформационно-стабильных материалов близкого легирования.

Список литературы

1. Фрумин И. И. (1961) *Автоматическая электродуговая наплавка*. Харьков, Metallurgizdat.
2. Лившиц Л. С., Гринберг Н. А., Куркумелли Э. Г. (1969) *Основы легирования наплавленного металла*. Москва, Машиностроение.
3. Рябцев И. А., Сенченков И. К. (2013) *Теория и практика наплавочных работ*. Киев, Экотехнология.
4. Разиков М. И., Кулишенко Б. А. (1967) О выборе наплавочного материала, стойкого при кавитационном нагружении. *Сварочное производство*, **7**, 10–12.
5. Каленский В. К., Черняк Я. П., Рябцев И. А. (2003) *Порошковая электродная проволока для сварки и наплавки стальных изделий*. Украина Пат. 39646, МП К.
6. Рябцев И. А., Кусков Ю. М., Черняк Я. П. и др. (2004) Восстановление колец опорно-поворотного устройства крана МКТ-250. *Сварщик*, **4**, 35–38.
7. Малинов Л. С., Малинов В. Л. (2009) *Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки*. Мариуполь, Рената.
8. Рябцев И. А., Кондратьев И. А., Черняк Я. П. и др. (2010) Структура и свойства высокомарганцевого наплавленного металла. *Автоматическая сварка*, **4**, 11–13.
9. Чейлях Я. О. (2013) *Розробка наплавлявального матеріалу і технології поверхневого зміцнення з формуванням зносостійкого метастабільного сплаву*: автореф. дис. канд. техн. наук. Краматорськ.
10. Чейлях Я. А., Чигарев В. В. (2011) Структура и свойства наплавленной износостойкой Fe-Cr-Mn стали с регулируемым содержанием метастабильного аустенита. *Автоматическая сварка*, **8**, 20–24.
11. Чейлях А. П. (2009) *Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии*. Мариуполь, ПГТУ.
12. Чейлях Я. А., Кривенко О. В., Шейченко Г. В. (2013) Моделирование влияния легирующих элементов на т. М_n и фазовый состав наплавленных Fe-Cr-Mn метастабильных сталей. *Вісник Призовського державного технічного університету. Сер.: Технічні науки: Зб. наук. праць*. Мариуполь, ДВНЗ «Призов. держ. тех. ун-т», **27**, 82–89.
13. Походня И. К., Суптель А. М., Шлепаков В. Н. (1972) *Сварка порошковой проволокой*. Киев, Наукова думка.
14. Чейлях Я. А., Чигарев В. В. (2011) Закономерности изменения состава и структуры наплавленных Fe-Cr-Mn метастабильных сталей. *Материалы VII Международной конференции «Стратегия качества в промышленности и образовании», 3–10 июня 2011 г., Варна, Болгария*, **2**, 310–312.

References

1. Frumin, I.I. (1961) *Automatic electric arc surfacing*. Kharkov, Metallurgizdat [in Russian].
2. Livchits, L.S., Grinberg, N.A., Kurkumelli, E.G. (1969) *Principles of alloying of deposited metal*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
3. Ryabtsev, I.A., Senchenkov, I.K. (2013) *Theory and practice of surfacing works*. Kiev, Ekotekhnologiya [in Russian].
4. Razikov, M.I., Kulishenko, B.A. (1967) On selection of surfacing material resistant to cavitation loading. *Svarochn. Proizvodstvo*, **7**, 10-12.
5. Kalensky, V.K., Chernyak, Ya.P., Ryabtsev, I.A. (2003) *Powder electrode wire for welding and surfacing of steel products*. Pat. 39646, Ukraine.
6. Ryabtsev, I.A., Kuskov, Yu.M., Chernyak, Ya.P. et al. (2004) Restoration of rings of rotary support of crane MKT-250. *Svarshchik*, **4**, 35-38.
7. Malinov, L.S., Malinov, V.L. (2009) *Resource-saving sparcely-alloyed alloys and strengthening technologies providing effect of self-quenching*. Mariupol, Renata [in Russian].
8. Ryabtsev, I.A., Kondratiev, I.A., Chernyak, Ya.P. et al. (2010) Structure and properties of high-manganese deposited metal. *The Paton Welding J.*, **4**, 7-9.
9. Chejlyakh, Ya.O. (2013) Development of surfacing material and technology of surface strengthening with formation of wear-resistant metastable alloy. In: *Syn. of Thesis for Cand. of Techn. Sci. Degree*. Kramatorsk [in Ukrainian].
10. Chejlyakh, Ya.A., Chigarev, V.V. (2011) Structure and properties of deposited wear-resistant Fe-Cr-Mn steel with

- a controllable content of metastable austenite. The Paton Welding, **8**, 17-21.
11. Chejlyakh, A.P. (2009) *Sparcely-alloyed metastable alloys and strengthening technologies*. Mariupol, PGU [in Russian].
 12. Chejlyakh, Ya.A., Krivenko, O.V., Shejchenko, G.V. (2013) Modeling of effect of alloying elements on p. Ml and phase composition of deposited Fe-Cr-Mn metastable steels. *Visnyk Pryazov. DTU. Ser.: Tekhnichni Nauky*. Mariupol, **7**, 82-89 [in Russian].
 13. Pokhodnya, I.K., Suptel, A.M., Shlepakov, V.N. (1972) *Flux-cored wire welding*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
 14. Chejlyakh, Ya.A., Chigarev, V.V. (2011) Principles of change of composition and structure of deposited Fe-Cr-Mn metastable steels. In: *Proc. of Int. Conf. on Strategy of Quality in Industry and Education (3-10 June 2011, Varna, Bulgaria)*, **2**, 310-312.

МОДЕЛЮВАННЯ ФАЗОВО-СТРУКТУРНОГО СТАНУ ТА КЕРУВАННЯ ВЛАСТИВОСТЯМИ МЕТАЛУ СИСТЕМИ ЛЕГУВАННЯ Fe-Cr-Mn, НАПЛАВЛЕНОГО НА НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВУ КОНСТРУКЦІЙНУ СТАЛЬ

Я. О. ЧЕЙЛЯХ, О. П. ЧЕЙЛЯХ

Прийзовський державний технічний університет. 87555, Донецька обл., м. Маріуполь, вул. Університетська, 7.
E-mail: chejlyakh_o_p@pstu.edu

Розроблено фізико-математичну модель, що описує формування структури наплавленого металу системи легування Fe-Cr-Mn і зв'язує його хімічний склад, критичні точки мартенситного перетворення (M_s , M_f), фазово-структурний стан і характер їх пошарової зміни по товщині наплавленого металу. Модель дозволяє проектувати та регулювати хімічний і фазовий (аустенітний, аустенітно-мартенситний, мартенситно-аустенітний, мартенситний) склади металу системи легування Fe-Cr-Mn, наплавленого на сталь Ст3, що дає можливість управляти експлуатаційними властивостями наплавленого металу. Для конкретних умов експлуатації наплавлених деталей необхідно підбирати фазовий склад наплавленого металу (вміст мартенситу гартування і метастабільного аустеніту), ступінь метастабільності γ -фази, що забезпечує оптимальний розвиток деформаційного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -перетворення і отримання найбільшого ефекту зміцнення в процесі випробувань та експлуатації. Бібліогр. 14, табл. 1, рис. 5.

Ключові слова: наплавка, порошковий дріт, метастабільний аустеніт, мартенсит, моделювання, перетворення, зносостійкість

MODELING THE PHASE-STRUCTURAL STATE AND CONTROLLING THE PROPERTIES OF METAL OF Fe-Cr-Mn ALLOYING SYSTEM, DEPOSITED ON LOW-CARBON STRUCTURAL STEEL

YA. A. CHEJLYAKH, A. P. CHEJLYAKH

Pryazovskyi State Technical University.
7 Universitetskaya Str., Mariupol, Donetsk region, 87555. E-mail: chejlyakh_o_p@pstu.edu

A physical-mathematical model was developed. It describes formation of a structure of deposited metal of Fe-Cr-Mn alloying system and binds its chemical composition, critical points of martensite transformation (M_s , M_f), phase-structure state and nature of their layer-by-layer variation on thickness of the deposited metal. The model allows designing and regulating chemical and phase compositions (austenite, austenite-martensite, martensite-austenite, martensite) of metal of Fe-Cr-Mn alloying system deposited on steel St3 that provides the possibility to regulate service properties of the deposited metal. Specific conditions of operation of the deposited parts require selection of phase composition of the deposited metal (content of quenching martensite and metastable austenite), level of γ -phase metastability providing optimum development of deformation $\gamma \rightarrow \alpha'$ transformation and acquiring of the most significant effect of strengthening in process of testing and operation. 14 Ref., 1 Tabl., 5 Fig.

Keywords: surfacing; flux-cored wire, metastable austenite, martensite, modeling, transformation, wear-resistance

Поступила в редакцію 11.02.2018

НАШІ ВІТАННЯ



Колектив Інституту електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, редколегія та редакція журналу «Автоматическая сварка» вітають заступника директора Інституту електрозварювання ім. Є. О. Патона Національної академії наук України
Сергія Івановича КУЧУКА-ЯЦЕНКА
з високою державною нагородою.

УКАЗ

ПРЕЗИДЕНТА УКРАЇНИ № 241/2018

Про відзначення державними нагородами України з нагоди Дня незалежності України

За значний особистий внесок у державне будівництво, соціально-економічний, науково-технічний, культурно-освітній розвиток України, вагомі трудові здобутки та високий професіоналізм **п о с т а н о в л я ю**:

Нагородити орденом князя Ярослава Мудрого III ступня КУЧУКА-ЯЦЕНКА Сергія Івановича — заступника директора Інституту електрозварювання ім. Є. О. Патона Національної академії наук України, академіка НАН України.

Президент України
23 серпня 2018 р.

П. Порошенко

ПОСЕЩЕНИЕ ЦЕНТРА СВАРКИ ПРОЕКТА «ХОЯТ-2» В ЧЕРНОБЫЛЕ

Сегодня интерес к ядерной безопасности как никогда актуален. Для Украины он связан прежде всего с масштабной аварией на Чернобыльской АЭС в 1986 г. По инициативе редколлегии журнала было организовано посещение в июле 2018 г. объекта «ХОЯТ-2» (хранилище отработанного ядерного топлива) специалистами ИЭС им. Е. О. Патона во главе с заместителем директора академиком Л. М. Лобановым.

В настоящее время в Украине для решения безопасного хранения отработанного ядерного топлива, а также материалов из аварийно разрушенного 4-го энергоблока ЧАЭС проводятся работы по проекту «ХОЯТ-2». Проект осуществляется под наблюдением Международного

агентства ядерной безопасности и договоров ГСП «Чернобыльская АЭС» с фирмой «Holtec International», США.

Ход выполнения работ в Украине по проекту «ХОЯТ-2» проводится под контролем правительства, Госатомрегулирования Украины и согласно проекту фирмы «Holtec International». Проект определяет участие на отдельных этапах строительства «ХОЯТ-2» ГСП «Чернобыльская АЭС» и ИЭС им. Е. О. Патона.

Предполагается, что в конце 2018 г. пройдут «горячие» испытания на новом хранилище «ХОЯТ-2», который включает объект по подготовке отработанного ядерного топлива (рис. 1) и самого хранилища (рис. 2). Начало работы на



Рис. 1. Объект по подготовке ОЯТ



Рис. 2. Хранилище для ОЯТ

полную мощность — четвертый квартал 2019 г. Пуск нового хранилища расценивается как существенный шаг Украины вперед по созданию установки, эксплуатация которой позволит изменить существующую схему обращения с отработанным ядерным топливом отечественных атомных электростанций, тем самым укрепив энергетическую безопасность. Планируется, что в хранилище будет в течение 100 лет безопасно храниться отработанное ядерное топливо с Ровенской, Хмельницкой и Южно-Украинской АЭС. Эксплуатация хранилища будет осущест-

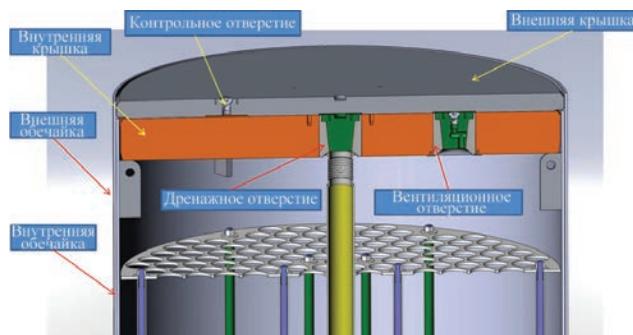


Рис. 3. Схема выполнения неразъемных соединений

вляться с применением передовой технологии «сухого» хранения с двухбарьерной герметичной системой изоляции, которая обеспечивается с помощью специальных инженерных систем контейнерного типа фирма «Holtec International». Последние представляют собой двухстенные сухие экранированные пеналы (ДСЭП) длиной около 4 м и диаметром около 2 м.

На «ХОЯТ-2» сегодня поставляют ДСЭП, изготовленные в США. Следует заметить, что ГСП «ЧАЭС» готов рассмотреть предложения украинских предприятий по организации производства таких пеналов с использованием отечественных материалов.

Во время эксплуатации «ХОЯТ-2» будет обеспечена загрузка отработанного ядерного топлива в ДСЭП, приварка двух основных крышек и заварка трех вспомогательных отверстий в крышках (рис. 3, 4). Для проведения сварочных работ по технологии Holtec International будет использована автоматическая сварка неплавящимся электродом с подачей «горячей» присадки (приварка крышек) и ручная сварка ТИГ (вспомогательные отверстия).

Сварщик-оператор будет дистанционно в специально оборудованном месте управлять процессом автоматической многопроходной сварки по приварке крышек, имея возможность на мониторе визуально наблюдать процесс и управлять формированием металла шва. Holtec выбрал для выполнения этого процесса дуговое оборудование (источник питания и сварочный автомат с подогревом проволоки) известной фирмы Luburdi (рис. 5).

По контракту ИЭС им. Е. О. Патона привлечен фирмой «Holtec International» к выполнению отдельных задач технологического процесса сварки (в условиях зоны отчуждения ЧАЭС) герметизирующих швов ДСЭП, запол-



Рис. 4. Приварка крышки контейнера

ненного отработанным ядерным топливом. Они включают:

- уточнение редакции технологических инструкций Holtec на проведение процессов сварки герметизирующих швов;
- подготовку технологических карт процесса сварки каждого шва, их аттестации и согласование с ГИЯРУ применительно к условиям работы в зоне отчуждения ГСП «ЧАЭС»;
- аттестацию технологического процесса сварки на производственном объекте ГСП «ЧАЭС» для выполнения сварки герметизирующих швов на ДСЭП, заполненных отработанным ядерным топливом;
- проведение и аттестацию сварщиков-исполнителей работ по сварке герметизирующих швов ДСЭП в условиях зоны отчуждения ЧАЭС;
- участие в контрольном производственном испытании технологического процесса сварки герметизирующих швов ДСЭП, заполненных отработанным ядерным топливом;
- составление аналитического научно-технического отчета-обоснования для выдачи ГИЯРУ



Рис. 5. Сварочная система Luburdi

лицензии ГСП «ЧАЭС» на проведение работ по герметизации ДСЭП.

В настоящее время в старом хранилище находится 21297 отработавших твэлов, которые переместят в «ХОЯТ-2». Ежегодно планируется перевозка 2500 топливных сборок, т. е. в 10-летний срок все отходы будут размещены в «ХОЯТ-2», срок хранения которых около 100 лет.

Редакция журнала



**МИ СТВОРЮЄМО ТЕ,
ЩО З'ЄДНУЄ ТА ОБ'ЄДНУЄ**

**НАЙБІЛЬШИЙ ВИРОБНИК
ПОРОШКОВИХ ДРОТІВ
В УКРАЇНІ**

**БІЛЬШЕ НІЖ 75 МАРОК ДІАМЕТРОМ 0,9-6 мм
ДЛЯ ЗВАРЮВАННЯ, НАПЛАВЛЕННЯ,
НАПИЛЕННЯ**

www.weldtech-group.com

ХVII МЕЖДУНАРОДНЫЙ ПРОМЫШЛЕННЫЙ ФОРУМ – 2018

МЕЖДУНАРОДНЫЕ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННЫЕ ВЫСТАВКИ



МЕТАЛЛО-
ОБРАБОТКА



УКРСВАРКА



УКРВТОР
ИТЕХХ



УКРПРОМ
АВТОМАТИЗАЦИЯ



БЕЗОПАСНОСТЬ
ПРОИЗВОДСТВА



ГИДРАВЛИКА
ПНЕВМАТИКА



ПОДШИПНИКИ



УКРЛІТЬЕ



ОБРАЗЦЫ, СТАНДАРТЫ,
ЭТАЛОНЫ, ПРИБОРЫ



ПОДЪЕМНО-ТРАНСПОРТНОЕ
СКЛАДСКОЕ ОБОРУДОВАНИЕ



ОРГАНИЗАТОР:

Международный выставочный центр

Генеральный
информационный партнер:



Эксклюзивный
медиа партнер:

ЖУРНАЛ
ГОЛОВНОГО ИНЖЕНЕРА

Технический
партнер:



**20-23
НОЯБРЯ**



+38 044 201-11-65, 201-11-56, 201-11-58
e-mail: alexk@iec-expo.com.ua
www.iec-expo.com.ua, www.мвц.укр
www.tech-expo.com.ua

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
ВЫСТАВОЧНЫЙ ЦЕНТР**
Украина, Киев, Броварской пр-т, 15
М "Левобережная"

60 лет
инноваций и развития

Электронно-лучевая сварка для авиастроения



ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины

E-mail: office@paton.kiev.ua

Односторонняя сварка стали и алюминия с помощью процесса Fronius CMT*

Термическое соединение различных материалов, например, стали и алюминия, играет важную роль в процессе изготовления легких конструктивных элементов автомобилей. Однако этот процесс особенно сложный из-за различных физических и химических свойств материалов. Качественных и стабильных результатов добиться очень трудно, а возможности механической обработки полуготовых деталей существенно ограничены. Чтобы преодолеть эти трудности, компания Fronius разработала Cold Metal Transfer (CMT) — сварочный процесс с уменьшенным тепловым воздействием. Меньшее образование брызг в сочетании с равномерной и стабильной дугой обеспечивают оптимальные результаты сварки. Компания Magna Steyr, мировой производитель автомобильных комплектующих, внедрила процесс CMT и разработала технологию, которая не только значительно снижает себестоимость изготовления элементов кузовов автомобилей, но и дает возможность уменьшить их массу.

Производители кузовов автомобилей все чаще используют комбинации различных материалов, и на это есть важная причина. Благодаря использованию таких материалов, как алюминий или углепластик, можно значительно уменьшить массу автомобилей, что положительно влияет на их эксплуатационные характеристики и потребление топлива. Если не уменьшить массу автомобильных комплектующих, будет невозможно соблюдать все строгие требования нормативов по вредным выбросам. Именно поэтому в современных автомобилях используется тщательно продуманное сочетание материалов до последней детали. Разработчики пытаются сделать каждый компонент как можно легче и одновременно обеспечить его оптимальную функциональность. Однако соединение всех этих материалов с очень разными свойствами связано с большими сложностями.

Для изготовления легких кузовов автомобилей часто используют сочетание стали и алюминия. С целью снижения расходов производители приваривают алюминиевые конструктивные элементы к стальным оцинкованным листам, что позволяет использовать в процессе изготовления кузовов традиционный экономичный процесс точечной сварки. Однако при этом надо учитывать различные физические и химические свойства двух материалов, в частности, тепловое расширение, теплопроводность и устойчивость к коррозии. Различные характеристики негативно сказываются на качестве и прочности сварных швов. Ковкость в дальнейших технологических операциях также ограничена.

Причиной ограниченной ковкости является интерметаллидная фаза, которая образуется в месте сварного соединения двух материалов. Этот слой очень хрупкий, с высокой вероятностью образования трещин и пор, что негативно сказывается на прочности шва. Мировой производитель автомобильных комплектующих Magna Steyr стремился решить эту проблему. Компания, которая расположена в австрийском городе Грац, разрабатывает и производит как отдельные комплектующие, так и собранные автомобили. При изготовлении конструктивных элементов кузовов автомобилей компания использует легкие металлы. Чтобы снизить себестоимость сварки стали и алюминия, специалисты Magna Steyr очень подробно проанализировали сварочный процесс и



Сварочный процесс Fronius CMT дает возможность надежно и эффективно соединять сталь и алюминий



Благодаря применению сварочного процесса CMT можно отказаться от дорогих процессов соединения, таких как клепка, что дополнительно повышает экономичность



Производители кузовов автомобилей все чаще используют комбинации различных материалов

* Статья на правах рекламы.



В сварочном процессе СМТ фаза горения дуги очень короткая, что уменьшает тепловое воздействие. Этот процесс также позволяет постоянно регулировать тепловую энергию в зависимости от компонентов, которые свариваются

пришли к выводу, что основным фактором, влияющим на качество сварного шва, является температура.

Толщина интерметаллидной фазы в значительной степени зависит от теплового воздействия при сварке. Испытания, проведенные инженерами Magna Steyr, доказали, что для обеспечения прочности шва эта толщина не должна превышать десять микрометров. Чтобы достичь этого, специалистам нужно тщательно контролировать температуру, поддерживая ее выше точки плавления алюминия, но ниже точки испарения слоя цинка, нанесенного на стальные листы. В большинстве сварочных процессов этого добиться невозможно, но специалисты Magna Steyr наконец нашли нужное решение. Этим решением оказался «холодный» сварочный процесс Cold Metal Transfer (СМТ), разработанный компанией Fronius.

По сравнению с другими сварочными процессами MIG/ MAG процесс СМТ характеризуется значительно меньшим тепловым воздействием и обеспечивает непрерывную регулировку температуры от низких до высоких значений. Секрет процесса заключается в цифровой системе управления процессом, которая автоматически обнаруживает короткое замыкание и способствует отрыву капли путем втягивания проволоки: при сварке проволока подается вперед и втягивается в момент короткого замыкания. В результате фаза горения дуги очень короткая, что уменьшает тепловое воздействие. Этот процесс также позволяет постоянно регулировать тепловую энергию в зависимости от компонентов, которые свариваются. Преимуществами процесса является переход материала без образования брызг и оптимальные результаты сварки. Именно поэтому процесс СМТ идеально подходит для сварки стали в среде CO_2 и других защитных газов. Он также пригоден для сварки стали и алюминия благодаря тому, что во время сварки, которая напоминает пайку, стальные элементы только

смачиваются расплавленным металлом и не плавятся сами.

Применив сварочный процесс СМТ и оптимизировав сварочную проволоку, специалисты Magna Steyr разработали эффективный и надежный метод сварки стали и алюминия. Благодаря точному регулированию параметров сварки толщина интерметаллидной фазы остается меньше десяти микрометров. Механические свойства сварного шва соответствуют всем требованиям. Еще одно преимущество процесса СМТ по сравнению с традиционными процессами заключается в том, что теперь сварку можно выполнять только с одной стороны, а не с обеих, а это значительно снижает расходы и трудоемкость. Кроме того, теперь можно отказаться от дорогих процессов соединения, таких как клепка, что дополнительно повышает экономичность, поскольку уникальный процесс СМТ обеспечивает превосходные результаты сварки и идеально подходит для использования в автомобилестроении.

За инновационную технологию сварки компания Magna Steyr в 2017 г. получила награду AutomotiveINNOVATIONS от немецких организаций Center of Automotive Management (CAM) и PricewaterhouseCoopers (PwC). Компания Magna была удостоена звания инновационного производителя автомобильных комплектующих в категориях ходовых частей, кузовов и внешних элементов.

Fronius International — австрийское предприятие с главным офисом в Петтенбахе и отделениями в Вельсе, Тальхайме, Штайнхаусе и Замтледте. Предприятие специализируется на системах для зарядки батарей, сварочном оборудовании и солнечной электронике. Всего штат компании насчитывает 4550 сотрудников. Доля экспорта составляет 89 %, что достигается благодаря 30 дочерним компаниям, а также международным партнерам по сбыту и представителям Fronius более чем в 60 странах. Благодаря первоклассным товарам и услугам, а также 1242 действующим патентам, Fronius является лидером в этой области технологий на мировом рынке.



ООО «ФРОНИУС УКРАИНА»
07455, Киевская обл., Броварской р-н,
с. Княжичи, ул. Славы, 24
Тел.: +38 044 277-21-41; факс: +38 044 277-21-44
E-mail: sales.ukraine@fronius.com
www.fronius.ua

Календарь сентября

1 сентября 1939

Началась Вторая мировая война. Подготовка к ней резко повлияла на применение электросварки при производстве всех видов вооружений. Германия, чтобы обойти мирные соглашения, начала использовать в оборонной промышленности сварные соединения. Ряд технологий, таких как подводная сварка, получили в это время широкое развитие. За первые годы войны в Америке объем сварочного производства увеличился более чем в три раза за счет ручной электродуговой и сварки под флюсом.

**2 сентября 1939**

Спущена на воду «К-53» — советская крейсерская дизель-электрическая подводная лодка времен Второй мировой войны. При строительстве лодок типа «К» применялся ряд новшеств, таких как цельносварной легкий корпус. Новый проект предполагал увеличенное водоизмещение и автономность. Фундаменты под вспомогательные и главные механизмы выполнялись с использованием сварки. Сооружали 13 балластных цистерн, часть из которых являлась топливными. Затем из 6-миллиметровой корабельной стали формировали с использованием сварки легкий и прочный корпус и надстройку.

**3 сентября 2001**

Скончался Игорь Маврикиевич Савич (1927–2001) — представитель Патоновской школы. Под его руководством были разработаны научные основы процесса сварки и резки под водой. Им были исследованы особенности горения дуги в условиях высокого гидростатического давления и условия обеспечения ее устойчивости на разных глубинах, поведение расплавленного металла и механизм формирования швов, особенности взаимодействия металла с газами. С его участием создана гамма оригинальных материалов и уникального оборудования.

4 сентября 1907

Родился Константин Васильевич Любавский (1907–1984) — известный ученый в области металлургии сварочных процессов, автор многих сварочных материалов и технологий дуговой сварки. Его наибольшее достижение в науке связано с разработкой дугового способа сварки в углекислом газе. К. В. Любавский — дважды лауреат Государственной премии и Ленинской премии.

5 сентября 1945

Американская подводная лодка класса «Salmon SS-183» вышла в свое последнее патрулирование. Подводные лодки этого класса, построенные фирмой «Porpoises», имели новую цельносварную конструкцию. В то же время основная часть инженеров, состоящих на службе Правительства США, настаивали на сохранении клепаной конструкции корпуса. В итоге субмарины «Salmon SS-183» доказали целесообразность применения сварки при изготовлении корпуса лодки. Благодаря этому подводные лодки «Salmon SS-183» вошли в строй ВМС США, успешно принимая участие в морских сражениях Второй мировой войны.



* Материал подготовлен компанией ООО «СТИЛ ВОПК» (г. Кривой Рог) при участии редакции журнала. Календарь публикуется ежемесячно, начиная с выпуска журнала «Автоматическая сварка» № 11, 2017 г.

6 сентября 1938



Родился Виктор Михайлович Кислицын (1938–2017) — представитель Патоновской школы. С его участием впервые в Советском Союзе разработано несколько типов электролизно-водных генераторов, нашедших широкое применение в газопламенной обработке сталей, меди и ее сплавов, драгоценных металлов, стекла и других материалов толщиной от десятков микрон до нескольких миллиметров.

7 сентября 1997

Состоялся первый полет F-22 «Рэптор» — американского многоцелевого истребителя пятого поколения, разработанного компаниями «Lockheed Martin», «Boeing» и «General Dynamics». Новый истребитель изготавливался с использованием новейших разработок, включая передовую авионику, новые двигатели с цифровым управлением, а также малозаметность для радаров. При создании самолета использовали уникальную установку электронно-лучевой сварки. Электронно-лучевой процесс сварки позволил в конструкции планера получить многофункциональный комплекс в неразъемном виде. Этот подход значительно уменьшил потребность в крепежных элементах, снизил вес конструкции, упростил монтаж и понизил стоимость.



8 сентября 1941

Началась военная блокада Ленинграда немецко-фашистскими войсками. Сварщики сыграли особую роль в обороне города. Первый в мире подводный трубопровод для перекачки нефтепродуктов был проложен в 1942 г. в блокадном Ленинграде. Трубопровод построили за 43 дня, длина — 30 км, из них 21 км по дну Ладожского озера на глубине от 1 до 13 м. Подгонка и сварка «плетей» продолжались до 14 июня 1942 г. Сборка двухсотметровых плетей трубопровода проводилась на береговой строительной площадке, затем их состыковывали и укладывали на дно Ладожского озера подводники. Производительность трубопровода (его, кстати, называли «Артерия жизни») достигала 350 т горючего в сутки. Горючее перекачивалось разное — автобензин, лигрин, дизельное топливо. Трубопровод действовал 20 месяцев, за которые через него перекачали около 40 тыс т горючего.



9 сентября 2013

В США открыт аттракцион под названием «Las Vegas High Roller» высотой 168 м. Колесо обозрения является фантастическим воплощением достижений машиностроения и дизайна, а также рекордсменом в мире по высоте. В новом аттракционе оборудовано 28 кабинок диаметром шесть метров, в каждой из которых могут разместиться по 40 человек. Внешний обод колеса «High Roller» был сварен из двух трубчатых стальных балок дюймовой толщины, затем они были соединены в группы по четыре балки с образованием секции обода. Каждый из этих элементов затем соединялся и в конечном итоге был получен внешний обод колеса. Опорные конструкции были спроектированы и построены таким же образом, чтобы нести огромную нагрузку колеса.



10 сентября 1957

Зapatентован плазменный резак. Плазменная резка была изобретена в 1954 г. в лаборатории отделения «Линде» компании «Юнион Карбайд». Молодой ученый Роберт Гейдж нашел, что дуга ТИГ сварки, пропущенная через сопло с отверстием малого диаметра, существенно увеличивает свою интенсивность и температуру. Пропуская через эту сфокусированную дугу достаточно большой поток газа, он обнаружил, что такая дуга может быть использована для резки металла. Температура дуги, достигающая более 24000 К, расплавляет металл, а интенсивный поток воздуха выдувает расплавленный металл из реза. Поскольку газ в дуге находился в перегретом состоянии, называемом плазмой, этот процесс получил название плазменной резки.



11 сентября 1938

Родился Александр Степанович Зубченко (11.09.1938 – 27.06.2017) — известный ученый в области исследования свариваемости, природы хрупкости и разработки технологичных высокохромистых коррозионностойких сталей и материалов для их сварки. Многие годы руководил работой крупного научного учреждения — ЦНИИТмаш, г. Москва.

12 сентября 1935

Была спущена на воду американская подводная лодка «USS Pike (SS-173)». С началом проектирования в 1933 г. лодок типа «Р» американский подводный флот начал развитие новой линии подводных лодок, которая, совершенствуясь от серии к серии, привела сначала к военной серии «Gato» и завершилась в 1951 г. лодками типа «Tang». По сравнению с лодками типа «С» прирост водоизмещения составил 140 т, что, в итоге, привело к водоизмещению в 1310 т. Они были на 8 м длиннее, что составило 92 м длины. Скорость возросла до 19 узлов. Сварные корпуса лодок «Pike» позволяли им погружаться на большую глубину и обеспечивать надежную защиту от глубинных бомб.

**13 сентября 1972**

Заявлен патент на усовершенствование электронно-лучевой сварки на имя Д. А. Сто-ра. Еще в ноябре 1957 г. комиссия по атомной энергии Франции сделала первое публичное раскрытие информации о процессе, разработанном Д. А. Стором, а именно, о способе сварки электронным пучком, который использует сфокусированный поток электронов в роли источника энергии в условиях вакуума. Несмотря на сложность создания соединения таким способом, ЭЛС стала часто применяться в производстве различных видов ответственных деталей и механизмов. Этому способствовало получение высокого качества металла сварного шва и ряда других технологических преимуществ.

14 сентября 1973

Спущен на воду «Азов» — большой противолодочный корабль, включенный в состав Черноморского флота ВМС СССР. При строительстве корабля сварка была основным методом соединения элементов корпуса. Постройка корабля на стапеле велась блочным способом, но с учетом особенностей сборки секций на наклонном стапеле: стыковка блоков и секций осуществлялась при спуске их на стапеле, а соединение — выполнением единого блочного кольцевого шва автоматической сваркой. Данная конструкция является примером рационального использования оборудования при изготовлении составной конструкции.

**15 сентября 2014**

В НАСА создали гигантский сварочный аппарат. Вертикальная сборочная платформа представляет собой единый 170-метровый сварочный агрегат, получивший название «Vertical Assembly Center», и находится в стенах сборочного центра НАСА, базирующегося в Новом Орлеане. Этот огромный сварочный аппарат предназначен для сварки топливных баков ракеты-носителя. Благодаря этой разработке можно успешно осуществлять сварку частей перспективных сверхтяжелых ракет, которые планируют использовать для самых разных целей, среди которых и полеты на Марс.



16 сентября 1937

Скульптура высотой 25 м и весом около 75 т «Рабочий и колхозница» для советского павильона Международной парижской выставки была изготовлена с помощью электросварки на опытном заводе ЦНИИТмаш. Листы нержавеющей стали соединяли точечной сваркой. Скульптура являлась символом советской эпохи. Автор — Вера Мухина, концепция и замысел архитектора Бориса Иофана.



17 сентября 1951

Опубликована монография Н. Н. Рыкалина «Расчеты тепловых процессов при сварке». В ней рассмотрены процессы распространения тепла при нагреве металла дугой и газовым пламенем, влияние характера распространения тепла на процессы плавления электродов и основного металла, а также термический цикл сварки и структурные превращения металла.



18 сентября 1952

В ИЭС им. Е. О. Патона создан аппарат А-314 для электрошлаковой сварки. С помощью этого аппарата впервые в мировой практике была осуществлена электрошлаковая сварка кожуха доменной печи на заводе «Запорожсталь» и сварка монтажных стыков цельносварного моста им. Е. О. Патона в Киеве.



19 сентября 1935

В Калуге скончался Константин Эдуардович Циолковский (1857–1935). В 1935 г. научно-техническая группа Циолковского, работавшая на комбинате «Дирижаблестрой» под Москвой, приступила к постройке прототипа первого цельнометаллического дирижабля с оболочкой из гофрированных листов нержавеющей стали толщиной 0,1 мм, которые соединялись с помощью электросварки. Вскоре представитель К. Э. Циолковского в «Дирижаблестрое» Я. А. Раппопорт добился приобретения электросварочной машины для точечной и роликовой контактной сварки листового металла. Именно работы Константина Циолковского привлекли внимание к технологии сварки для производства летательной техники.



20 сентября 1948

Совершил первый полет «Ми-1» — первый советский многоцелевой серийный вертолет, разработанный ОКБ М. Л. Миля. Центральная часть фюзеляжа вертолета представляла собой сварную ферму из стальных труб, к которой крепился каркас кабины с приклепанной к нему дюралюминиевой обшивкой. В передней части фюзеляжа располагалась остекленная кабина. Сзади центральной части фюзеляжа присоединялась цельнометаллическая хвостовая балка с трансмиссионным валом и промежуточным редуктором. В 1954 г. было подписано межправительственное соглашение о производстве «Ми-1» и запчастей к нему в Польше. В общей сложности в Польше было изготовлено 1683 вертолета разной модификации.



21 сентября 1919

Родился Даниил Матвеевич Кушнерев (1919–2002) — известный ученый в области металлургии дуговых процессов сварки, представитель Патоновской школы. С его именем связано создание керамических флюсов и организация их промышленного производства. Применение таких флюсов во многом определяет высокое качество металла швов при автоматической дуговой сварке под флюсом.

22 сентября 1791

Родился Майкл Фарадей (1791–1867) — английский физик-экспериментатор и химик. Член Лондонского королевского общества (1824) и множества других научных организаций, в том числе иностранный почетный член Петербургской академии наук (1830). В 1831 г. Фарадей открывает явление электромагнитной индукции, заложив тем самым начало основ электротехники. Впоследствии изучением этого явления занимались русские ученые-физики Эмилий Христианович Ленц (1804–1865) и Борис Семенович Якоби (1801–1874).

**23 сентября 1969**

На дне р. Днепр в районе Днепропетровска на глубине 10 м впервые в мировой практике специалистами ИЭС им. Е. О. Патона осуществлена полуавтоматическая сварка прочно-плотным швом стального трубопровода высокого давления.

**24 сентября 1975**

На легендарном самолете «Ан-2» перевезен 250-миллионный пассажир. Самолет имеет ряд качеств, которые и сделали его столь популярным — это простота, надежность, возможность эксплуатации на небольших взлетно-посадочных полосах. С целью упрощения ремонта самолета в полевых условиях конструкция фюзеляжа выполнялась из стальных труб, соединенных между собой сваркой, а обшивку сделали полотняной. «Ан-2» производился в СССР, Польше и продолжает выпускаться в КНР. Всего было построено более 18 тыс. машин. Занесен в Книгу рекордов Гиннеса как единственный в мире самолет, который выпускается уже более 60 лет.

**25 сентября 1990**

К сентябрю 1990 г. под руководством Константина Андреевича Ющенко (крупного ученого, академика, представителя Патоновской школы) в ИЭС им. Е. О. Патона разработаны научные основы криогенного материаловедения, созданы соответствующие материалы и процессы сварки, получившие применение при изготовлении специальной техники. Около 50 новых марок сталей, сварочных проволок и флюсов, созданных под его руководством, используются в криогенном машиностроении. Они реализованы в проектах «Буран», «Токамак-7», «Токамак-15», имитаторах космоса, МГД-генераторах.

26 сентября 1938

Подписан Акт о приемке крейсера «Киров» — советского легкого артиллерийского крейсера проекта 26. Крейсер сыграл важную роль во время обороны Ленинграда. При строительстве корабля в ограниченном объеме применялась электросварка, которую только начали внедрять в судостроении. Сразу же выявилась главная проблема — низкое водоизмещение. Предполагалось, по возможности, применяя сварку, алюминиевые сплавы, максимально облегчить конструкции и механизмы. Начальная величина стандартного водоизмещения в 6500 т была явно заниженной. По инициативе В. П. Вологодина при постройке кораблей подобных типов сваривали до 20 % всего металла, который использовался при постройке корпуса судна.



27 сентября 1908

На заводе Пикетт в Детройте, штат Мичиган, построен первый экземпляр «Ford Model T», также известный как «Жестянка Лиззи» — автомобиль, выпускавшийся «Ford Motor Company» с 1908 по 1927 г. Был первым в мире автомобилем, выпускавшимся миллионными сериями. Генри Форд, по мнению многих, «посадил Америку на колеса», сделав новый легковой автомобиль сравнительно доступным для американцев среднего класса. Это стало возможным благодаря таким нововведениям, как применение конвейера вместо индивидуальной ручной сборки, а также внедрения ряда новых технологий для соединения деталей и узлов автомобиля. В частности, при производстве на конвейере использовалась контактная и автогенная сварка.



28 сентября 1931

Начата разработка танка «Т-28» — трехбашенного среднего советского танка. Разрабатывался инженерами танкотракторного конструкторского бюро ВОАО под общим руководством С. А. Гинзбурга. Корпус танка — коробчатой формы, клепано-сварной или сварной в моделях после 1940 г. Корпус собирался из катаных бронелистов толщиной от 13 до 30 мм, сваренных между собой встык. К днищу корпуса вдоль моторного отделения были приварены рамы двигателя, первичной передачи, вентилятора и КПП.



29 сентября 1940



Родился Леонид Михайлович Лобанов — крупный ученый, академик, представитель Патоновской школы. Широкое признание получили его труды, посвященные методам оптического моделирования, голографии, электронной спекл-интерферометрии и широкографии для оценки напряженного состояния и контроля качества сварных соединений в конструкциях из металлических, композиционных и полимерных материалов. Созданные методологические подходы и приборы имеют высокую точность и информативность. Его труды позволили сформировать новое научное направление — бездеформационную сварку конструкций.

30 сентября 1964

Американскому инженеру Гаспару Казлаускасу — сотруднику компании «North American Aviation» было поручено разработать сварочный аппарат для сварки труб. В результате он запатентовал собственное изобретение — орбитальную сварочную головку. Применение этого устройства связано с широким использованием трубных конструкций в современной промышленности.

